

**НАЦІОНАЛЬНИЙ ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ УКРАЇНИ
«КИЇВСЬКИЙ ПОЛІТЕХНІЧНИЙ ІНСТИТУТ
імені ІГОРЯ СІКОРСЬКОГО»**

**ЗВАРЮВАЛЬНИЙ ФАКУЛЬТЕТ
КАФЕДРА ЗВАРЮВАЛЬНОГО ВИРОБНИЦТВА**

"На правах рукопису"
УДК 621.791

«До захисту допущено»
Завідувач кафедри

_____ В. В. Квасницький

“ _ ” _____ 2018 р.

Магістерська дисертація

на здобуття ступеня магістра

зі спеціальності 131 Прикладна механіка

на тему:

**«Дослідження зносостійкості наплавленого металу при введенні до
зварювальної ванни наноксидів»**

Виконав: студент VI курсу, групи ЗВ- 61м
Гончар Андрій Володимирович

(підпис)

Керівник:
Професор, д. т. н., професор Кузнецов В.Д.

(підпис)

Консультант з охорони праці:
Професор, д. т. н., Левченко О. Г.

(підпис)

Рецензент:
Професор, д. т. н., професор Рижев Р.М.

(підпис)

Засвідчую, що у цій магістерській
дисертації немає запозичень з праць
інших авторів без відповідних посилань.

Студент _____
(підпис)

Київ – 2018 року

**Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут
імені Ігоря Сікорського»**

Факультет _____ Зварювальний _____
Кафедра _____ Зварювального виробництва _____
Рівень вищої освіти _____ другий (магістерський) _____
Спеціальність _____ 131 Прикладна механіка _____
Спеціалізація _____ Технології та інжиніринг у зварюванні _____

ЗАТВЕРДЖУЮ

Завідувач кафедри

_____ **В. В. Квасницький**
(підпис) (ініціали, прізвище)
“ ____ ” _____ 2018 р.

ЗАВДАННЯ

на магістерську дисертацію студенту

Гончар Андрій Володимирович
(прізвище, ім'я, по батькові)

1. Тема дисертації: Дослідження зносостійкості наплавленого металу при
введенні до зварювальної ванни наноксидів

науковий керівник дисертації Кузнецов Валерій Дмитрович, д.т.н., проф.
(прізвище, ім'я, по батькові, науковий ступінь, вчене звання)

затверджені наказом по університету від « 10 » квітня 2018 р. № 1118 - с

2. Термін подання студентом дисертації 15.05.2018 р.

3. Об'єкт дослідження дугове наплавлення з введенням до зварювальної ванни
нанопорошків

4. Предмет дослідження зносостійкість та структура наплавленого металу

5. Перелік завдань, які потрібно розробити:

1. Аналітичний огляд літератури.
2. Вибір та обґрунтування методу досліджень.
3. Проведення експериментів та випробувань.
4. Аналіз результатів досліджень.

6. Орієнтовний перелік ілюстративного матеріалу:

1. Ціль та задачі досліджень.
2. Матеріали та обладнання.
3. Методика випробувань.
4. Результати досліджень (зносостійкість та структури наплавленого металу).

7. Орієнтовний перелік публікацій:

1. Вплив наноксидів на стійкість наплавленого металу проти абразивного зношування
2. Вплив наноксидів на зносостійкість наплавлених валиків при сухому терті металу о метал.

8. Консультанти розділів дисертації

Розділ	Прізвище, ініціали та посада консультанта	Підпис, дата	
		завдання видав	завдання прийняв
Охорона праці	Левченко О. Г., зав. каф.		

9. Дата видачі завдання _____

Календарний план

№ з/п	Назва етапів виконання магістерської дисертації	Термін виконання етапів магістерської дисертації	Примітка
1	Аналітичний огляд	12.03 – 31.03.2018	
2	Викладення методичного розділу	01.04 – 20.04.2018	
3	Викладення експериментальних результатів	21.04 – 25.04.2018	
4	Викладення теоретичних досліджень	26.04 – 15.05.2018	
5	Підготовка до захисту	15.05 – 16.05.2018	

Студент

(підпис)

А.В. Гончар

(ініціали, прізвище)

Науковий керівник дисертації

(підпис)

В. Д. Кузнецов

(ініціали, прізвище)

РЕФЕРАТ

Актуальність теми. Однією з найважливіших проблем сучасного етапу розвитку техніки є проблема підвищення довговічності та надійності машин, приладів та обладнання.. Вона відіграє велику роль в економії металів, трудових витрат і підвищенні ефективності виробництва. Основним рішенням даної проблеми є підвищення зносостійкості деталей та конструкцій, що працюють в різноманітних умовах експлуатації.

Основним способом підвищення довговічності машин та обладнання є наплавлення спеціально розроблених матеріалів за для надання поверхні виробу необхідних властивостей, що покращать їх протидію різного роду зношенням. Наприклад, для умов тертя металу по металу рекомендовано наплавлений метал типу низьколегованих сталей з вмістом вуглецю до 0.4%. У даному випадку підвищення зносостійкості досягається введенням додаткових легуючих елементів.

Значний розвиток в останній час набули нанотехнології і наноматеріали. Існує позитивний досвід застосування наноматеріалів при зварюванні. Систематичні дослідження в ІЕЗ ім. Є.О. Патона і НТУУ «КПІ» при зварюванні низьколегованих сталей показали, що неметалеві включення нанорозмірного діапазону при введенні їх до зварювальної ванни суттєво змінюють їх структуру, зокрема, умови формування голчастого фериту, який поєднує підвищені показники міцності і в'язкості.

Але відомості щодо їх впливу на зносостійкість наплавленого металу обмежені, хоча наявний досвід застосування як нанопоршків оксидів при плазово-порошковому наплавленні, так і нанопорошків карбідів в покритті електродів вказує на їх перспективність у наплавних процесах.

Таким чином, виходячи з вищевикладеного, актуальним є розвиток напряму, пов'язаного з підвищенням зносостійкості поверхонь деталей і конструкцій при застосуванні стандартних систем легування з одночасним введенням до зварювальної ванни нанопорошкових матеріалів і

встановленням закономірностей впливу нанокomпонентів на структуру і зносостійкість наплавленого металу.

Мета і задачі дослідження. Підвищення зносостійкості деталей і конструкцій, проти абразивного зношення та сухого тертя металу о метал на основі досліджень структурного стану поверхневих шарів та їх взаємозв'язку з вмістом і складом нанокomпонентів і показниками зносостійкості.

Для досягнення поставленої мети необхідно було вирішити наступні завдання: – проаналізувати можливі схеми введення нанопорошкових матеріалів у зварювальну ванну і розробити схеми прийнятні для технологічних умов наплавлення;

– дослідити вплив масових часток нанокomпонентів на зносостійкість в умовах сухого тертя металу по металу;

– дослідити вплив масових часток нанокomпонентів на структуроутворення наплавленого шару та його мікротвердості;

– дослідити вплив розподілу, складу та морфології неметалевих включень на структурний та фазовий стан наплавленого металу;

– розробити технологічні рекомендації щодо наплавлення зносостійкого шару з введенням до зварювальної ванни нанокomпонентів.

Об'єкт дослідження. Наплавлений метал сформований в умовах введення до зварювальної ванни нанокomпонентів.

Предмет дослідження. Зносостійкість і структура наплавленого металу та їх взаємозв'язок зі складом та вмістом нанокomпонентів.

Методи досліджень. Для виконання поставлених задач і отримання основних результатів дисертації використовувались теоретичні та експериментальні дослідження. Наплавлення проводилось на стандартних установках – автоматі АД-231 та напівавтоматі КП-004УЗ. Випробування на зносостійкість в умовах сухого тертя металу по металу проводились за схемою диск – колодка на машинах СМЦ-2. Для досліджень мікротвердості використовувався мікротвердомір ПМТ-3. Структура наплавлених зразків

досліджувалась на оптичному мікроскопі Neophot-32 і растрового електронного мікроскопа JEOL JSM-840.

Наукова новизна одержаних результатів.

1. Встановлено, що при введенні в зварювальну ванну наноксидів алюмінію та титану шляхом закріплення на поверхні за допомогою ґрунтовки зносостійкість збільшується. При об'ємному вмісті 0,5% вплив на збільшення зносостійкості Al_2O_3 та TiO_2 практично однаковий. Значне підвищення зносостійкості спостерігалось при введенні 5% Al_2O_3 , а саме в 1.4 рази. Виявлено що концентрація наноконпонентів прямопропорційно впливає зносостійкість, незалежно від консистенції ґрунтовки.
2. Встановлено, що при наплавленні вихідного валика дротом ПП-АН-180 формується структура заевтектичного чавуна, яка характеризується достатньо крупними цементитними виділеннями в аустенітній матриці. Структура металу валика з наноксидом 1% Al_2O_3 характеризується більш розвиненою аустенітною матрицею. Цементитні виділення витягнутої форми мають менші розміри порівняно зі структурою вихідного валика. У випадку використання 5% Al_2O_3 спостерігається суттєва дисперсність цементитних виділень, що і визначає підвищення зносостійкості такої структури.
3. Встановлено, що при введенні в зварювальну ванну наноксидів алюмінію та титану у вигляді спеченої лігатури його зносостійкість підвищується. При цьому, втрати по масі у разі використання наноксиду Al_2O_3 менші в порівнянні з наноксидом TiO_2 . Максимальний ефект спостерігається при введенні в ванну $\text{Fe}+0.5\%\text{Al}_2\text{O}_3$: втрати по масі знижуються з $\sum \Delta m = 0.042\text{г}$ (вихідний валик) до $\sum \Delta m = 0.013\text{г}$ (валик з додаванням $\text{Fe}+0.5\%\text{Al}_2\text{O}_3$), тобто в 3.2 рази. Цими даними було підтверджено, що при наплавленні також як і при зварюванні, введення об'ємних співвідношень наноксидів впливають на властивості литого металу.

Практичне значення одержаних результатів.

Результати експериментів є основою для розробки технологічних рекомендацій по впровадженню процесів дугового наплавлення за новою технологією.

Апробація результатів дисертації.

Публікації. Результати дисертації представлені в 2 тезах доповідей на науково-технічних конференціях.

Структура і об'єм роботи. Дисертаційна робота складається із вступу, 4 розділів, висновків, перелік посилань. Загальний об'єм роботи – 125 сторінок, у тому числі 46 рисунків, 22 таблиць, перелік посилань із 103 найменувань.

Ключові слова: нанопорошки, нанооксиди, зносостійкість, тертя, абразивне зношування, зношування, сухе тертя.

ABSTRACT

Actuality of theme. One of the most important problems of the current stage in the development of technology is the problem of increasing the durability and reliability of machines, appliances and equipment. It plays an important role in metal economy, labor costs and increase the efficiency of production. The main solution to this problem is to increase the wear resistance of parts and structures that operate in a variety of operating conditions.

The main way to increase the durability of machines and equipment is to overlay the specially designed materials to provide the surface of the product with the necessary properties, which will improve their resistance to all kinds of wear. For example, for metal friction conditions, it is recommended to weld metal of low-alloy steels with a carbon content up to 0.4%. In this case, the increase in wear resistance is achieved by the introduction of additional alloying elements.

Recent developments in nanotechnology and nanomaterials have been a significant development. There is a positive experience in using nanomaterials during welding. Systematic studies in the IES them. EO Paton and NTUU "KPI" when welding low-alloy steels showed that the non-metallic inclusion of the nanoscale range when introduced into the weld bath substantially changes their structure, in particular, the conditions for the formation of needle ferrite, which combines increased strength and viscosity.

But information on their impact on the wear resistance of the deposited metal is limited, although the available experience of using nanoporous oxides in plasma-powder coating and nanopowders of carbides in the coating of electrodes indicates their promise in floating processes.

Thus, proceeding from the foregoing, the development of the direction associated with increasing wear-resistance of surfaces of parts and structures with the application of standard doping systems with the simultaneous introduction of a nanopowder material into a bathtub and the establishment of patterns of nanocomponent's influence on the structure and wear resistance of the welded metal is relevant.

The purpose and tasks of the research. Improvement of wear and tear of parts and structures, against abrasive wear and dry metal friction on metal on the basis of investigations of the structural state of the surface layers and their relationship with the content and composition of nanocomponents and indicators of wear resistance.

To achieve this goal it was necessary to solve the following tasks: - to analyze possible schemes for the introduction of nanopowder materials into a weld bath and to develop schemes acceptable for the technological conditions of surfacing;

- to investigate the influence of mass particles of nanocomponents on wear resistance in conditions of dry metal friction;
- to investigate the influence of mass particles of nanocomponents on the structure of the deposited layer and its microhardness;
- to investigate the influence of the distribution, composition and morphology of nonmetallic inclusions on the structural and phase state of the weld metal;
- to develop technological recommendations for surfacing wear-resistant layer with the introduction of nanocomponents into a bathtub.

Object of research. The welded metal is formed in the conditions of introduction of nanocomponents into a weld bath.

Subject of research. Wear-resistance and structure of the welded metal and their interrelation with the composition and content of nanocomponents.

Research methods. To accomplish the tasks and obtain the main results of the dissertation, theoretical and experimental researches were used. The surfacing was carried out on standard installations - the machine AD-231 and semi-automatic KP-004U3. The test for wear resistance in the conditions of dry metal friction on metal was carried out according to the scheme of the disk - a pad on SMC-2 machines. For microhardness studies, a micro-volume meter PMT-3 was used. The structure of the wound samples was investigated by an optical microscope Neophot-32 and a raster electron microscope JEOL JSM-840.

Scientific novelty of the obtained results.

1. It has been established that when aluminum and titanium nanoparticles are introduced into the weld bath, the wear resistance is increased by fixing on the surface with a first coat. With a volumetric content of 0.5%, the effect on increasing the wear resistance of Al_2O_3 and TiO_2 is practically the same. A significant increase in wear resistance was observed when 5% Al_2O_3 was introduced, namely 1.4 times. It was discovered that the concentration of nanocomponents is directly proportional to the wear resistance, regardless of the consistency of the first coat.

2. It was established that during the surfacing of the output roller with the wire PP-AN-180, a structure of eutectic pig iron is formed, which is characterized by sufficiently large cementitious secretions in the austenitic matrix. The structure of the metal roller with 1% Al_2O_3 nanosilver is characterized by a more developed austenitic matrix. Cementitious extractions of the elongated shape have smaller dimensions compared to the structure of the output roller. In the case of using 5% Al_2O_3 , there is a significant dispersion of cementate extracts, which determines the increase in wear resistance of such a structure.

. It was established that when introducing aluminum oxides and titanium in the form of a sintered ligature into the welding bath, its wear resistance increases. In this case, mass loss in case of use of Al_2O_3 nanosilver is lower compared to TiO_2 nanosilicate. The maximum effect is observed when $\text{Fe} + 0.5\% \text{Al}_2\text{O}_3$ is introduced into the bath: mass loss decreases with $\Sigma\Delta m = 0.042\text{g}$ (output roller) to $\Sigma\Delta m = 0.013\text{g}$ (roller with $\text{Fe} + 0.5\% \text{Al}_2\text{O}_3$), ie 3.2 times . These data have confirmed that during surfacing as well as during welding, the introduction of bulk proportions of nanowires affects the properties of cast metal

.

The practical value of the results.

The results of experiments are the basis for the development of technological recommendations for the implementation of arc-surfacing processes under the new technology.

Approbation of the results of the dissertation.

Publications The results of the dissertation are presented in 2 abstracts of reports at scientific and technical conferences.

Structure and volume of work. Thesis consists of introduction, 4 chapters, conclusions, list of references. Total volume of work - 125 pages, including 46 figures, 22 tables, list of references from 103 titles.

Key words: nanopowders, nanosilicates, wear resistance, friction, abrasive wear, wear, dry friction.

Зміст

Перелік скорочень.....	6
Вступ.....	7
Розділ 1. Аналіз літератури.....	8
1.1. Зв'язок між структурним і фазовим станом поверхонь деталей та зносостійкістю.....	8
1.2. Матеріали для відновлення та підвищення зносостійкості деталей..	17
1.3. Модифікування як засіб поліпшення структури.....	26
1.4. Наноматеріали.....	31
1.5. Досвід застосування наноматеріалів у зварюванні та наплавленні...	42
1.6. Висновок.....	52
Розділ 2. Обладнання, матеріали та методика досліджень.....	54
2.1. Обладнання для наплавлення.....	54
2.2. Вибір складу та схем введення наноксидів у зварювальну ванну при наплавленні	56
2.3. Методики випробувань на зношування.....	60
2.3.1. Випробування на зношування при терті металу по металу.....	60
2.3.2. Випробування на абразивне зношування.....	69
2.4. Металографічні дослідження.....	72
2.5. Методика визначення мікротвердості наплавленого металу.....	75
2.6. Висновок.....	76
3. Дослідження зносостійкості поверхонь при наплавленні з введенням до зварювальної ванни нанопорошків.....	78
3.1. Зносостійкість наплавленого металу до абразивного зношування.....	78

3.1.1. Стійкість наплавлених шарів в умовах абразивного тертя.....	79
3.1.2. Вплив наноконпонентів на структури при наплавленні високохромистого чавуну.....	85
3.1.3. Влив наноксидів на мікротвердість наплавленого металу.....	88
3.2. Дослідження металу, що працює в умовах тертя металу по металу...	88
3.2.1. Стійкість наплавлених шарів в умовах сухого тертя металу по металу.....	91
3.2.2. Вплив наноксидів на мікроструктуру наплавленого металу....	96
3.3. Висновок.....	102
4. Охорона праці та безпека в надзвичайних ситуаціях	104
4.1. Аналіз шкідливих і небезпечних виробничих факторів.....	104
4.2 Інженерні рішення для забезпечення безпеки праці.....	107
4.2.1. Загальні вимоги до систем вентиляції.....	107
4.2.2. Припливно-витяжна система вентиляції.....	107
4.3 Розрахунок інженерного рішення.....	110
4.4 Вимоги безпеки в надзвичайних ситуаціях.....	111
4.4.1 Пожежна безпека.....	111
4.4.2 Вимоги безпеки в аварійних ситуаціях.....	113
4.5. Висновок.....	114
Висновки.....	115
Перелік посилань.....	119
Додатки.....	125

Перелік умовних скорочень

1. НМ- наноматеріали
2. НС- наноструктури
3. НК- наноконпоненти
4. НП - нанопорошок
5. НО - наноксиди
6. ЛЕ – легуючий елемент
7. СПД - самозахисний порошковий дріт
8. СТ - сухе тертя
9. МКС - мікроструктура
10. ЗС- зносостійкість
11. ММ - мікромеханізм

ВСТУП

Підвищення міцності конструкційних матеріалів за останні десятиріччя був обумовлений в основному розробкою сплавів з новим хімічним і фазовим складом. В даний час зусилля вчених—матеріалознавців та фізиків спрямовано на дослідження процесів формування на масивних матеріалах структур з широким спектром їх дисперсності – від мікрокристалічної до нанокристалічної і аморфної. Особливе місце займають наноструктурні матеріали. Встановлено, що наноструктурний стан може забезпечити принципово новий рівень властивостей конструкційних і функціональних матеріалів. Використання цих матеріалів в сучасній техніці розглядається як чергова технічна революція [1].

Нанокристалічні матеріали мають ряд ексклюзивних властивостей у порівнянні з матеріалами з традиційним розміром зерен. Вони мають підвищену міцність та високі трибологічні параметри. Працездатність нанокристалічних матеріалів дуже висока завдяки їх підвищеній пластичності в умовах низьких температур. Виходячи з цього, диспергування структури до рівня нанорозмірів має перспективу з точки зору створення нового класу матеріалів з підвищеними експлуатаційними властивостями, та удосконалення технологічних процесів обробки традиційних конструкційних матеріалів. На даний час існують різні методи отримання нанокристалічних матеріалів. Проте, існуючі технологічні обмеження не дозволяють створити наноматеріали достатніх розмірів, вільних від забруднення та пористості. Тому проблема розробки наукових основ створення стійких неупорядкованих наноструктурних станів в макрооб'ємах є одним з найактуальніших завдань сучасного матеріалознавства. У зв'язку з цим виникає необхідність вивчення нових методів обробки сплавів з використанням нетрадиційних технологій, які супроводжуються змінами в механізмах та кінетиці деформаційних та дифузійних процесів, аномаліями в фазових переходах, особливостями утворення нанорозмірних фаз.

Розділ 1. Аналіз літератури

1.1 Зв'язок між структурним і фазовим станом поверхонь деталей та зносостійкістю

Проблема підвищення надійності і довговічності машин, обладнання та приладів є найважливішою на сучасному етапі розвитку техніки. Вона відіграє значну роль в економії металів, трудових витрат і підвищенні ефективності виробництва. Її вирішення нерозривно пов'язане зі збільшенням зносостійкості рухливих контактуючих пар, а також з підвищенням конструкційної міцності елементів конструкцій, що працюють в різноманітних умовах експлуатації [2].

Однією з основних причин, що ускладнюють вибір з існуючих, чи розробку нових сталей та сплавів (рис. 1.1) для роботи в умовах інтенсивного зношування є велика чисельність конкретних умов експлуатації із широким спектром параметрів зношування (твердість, міцність, форма, величина та характер прикладання навантаження, швидкість, тиск, температура, наявність корозійного фактору та ін.), що у значній мірі визначають зносостійкість матеріалу [3].



Рисунок 1.1. – Структурна схема залежності зносостійкості сплавів від факторів зношування

Тривалий час багатьма вченими передбачалося, що збільшення можливостей матеріалів протистояти руйнуванню при зношуванні пов'язане з підвищенням твердості [4-7]. Ця точка зору ще недавно була пануючою і

відіграла достатньо позитивну роль, оскільки підвищення твердості у визначених межах дійсно підвищує здатність матеріалів до опору зношуванню.

Саме тому у виробничій практиці зносостійкість найчастіше оцінюється за показником твердості, тобто такою характеристикою сплаву, яка визначається доступніше і простіше за інші. Роботи, присвячені вивченню залежності між зносостійкістю та інтегральною твердістю, а також мікротвердістю структурних складових, зробили істотний внесок у розуміння проблеми підвищення опору сталей і сплавів абразивному зношуванню. Як показали дослідження М.М. Хрушова і М.А. Бабічева [8,4], проведені ще в 60 роках, з підвищенням твердості чистих металів і легированих сталей їх зносостійкість пропорційно збільшується (див. рис. 1.2).

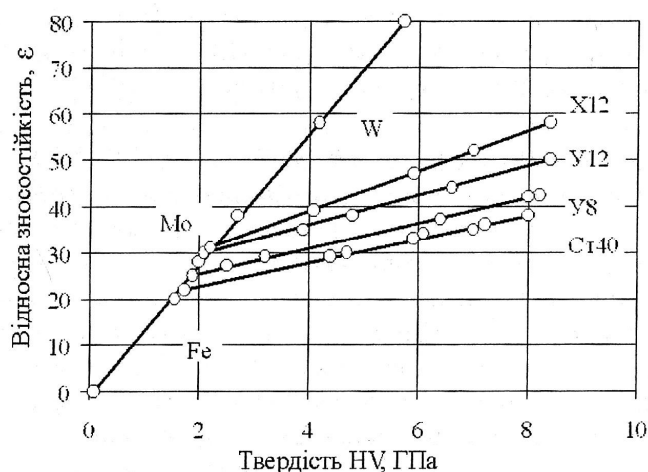


Рисунок 1.2 – Залежність зносостійкості від твердості металів і сплавів [9]

З аналізу численних публікацій у вітчизняній [10-14] і закордонній [15-18] літературі, присвячених вивченню залежності між зносостійкістю та твердістю, а також досвіду власних лабораторних і виробничих випробувань, впливає, що вибір зносостійкого матеріалу і режимів його термічної обробки з умов одержання найвищої вихідної твердості не є безумовним. Максимальний рівень опору абразивному зношуванню не завжди збігається з максимальною твердістю.

Дослідженню впливу структури на зносостійкість сталей і сплавів присвячено багато робіт [19-22], у яких відзначалося існування залежності опору сталей і сплавів зношуванню від їхнього структурного стану. Починалися спроби встановити як якісні, так і кількісні характеристики цієї залежності. Будь-які зміни структурного стану сталі і сплаву природно відбиваються на величині всіх характеристик механічних властивостей і, зокрема, твердості.

У практиці досліджень зносостійкості матеріалів накопичений значний обсяг інформації про роботи в області визначення залежності твердості – зносостійкості. Випробувалися в лабораторних і виробничих умовах матеріали різного хімічного складу в обумовлених умовах зношувального середовища. Спроби багатьох авторів узагальнити результати цих досліджень при побудові графіків у координатах твердість – відносна зносостійкість (рис. 1.3, 1.4) для матеріалів із різним структурним станом і випробуваних у різних умовах показали, що при великій розбіжності представлених даних ілюструється тенденція прямопропорційної залежності зносостійкості від твердості. При цьому пряма пропорційність спостерігається тільки при випробуванні сплавів, які мають стабільну структуру, що не зазнає структурно-фазових перетворень під тиском абразивних тіл у процесі зношування.

Аналіз результатів дослідження опору зношуванню незакріпленими абразивними частками великої кількості сплавів різного складу і структури, проведених авторами в умовах роботи прес-форм для пресування вогнетривів показує, що в сталях з нестабільною структурою, здатною до перетворень під впливом абразивних тіл у процесі зношування, виявляється складна залежність зносостійкості від твердості.

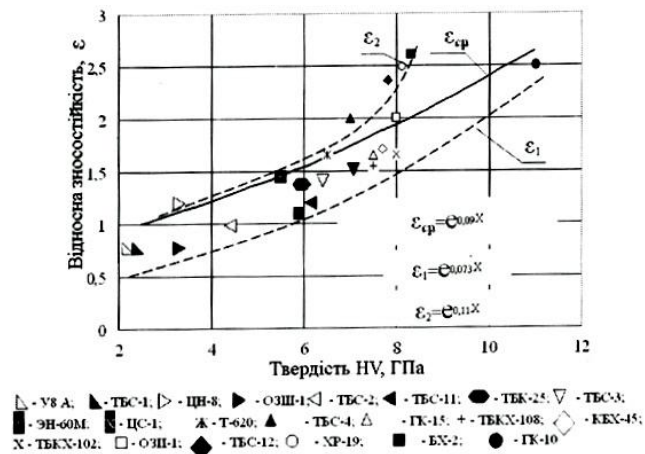


Рисунок 1.3 – Залежність відносної зносостійкості від твердості HV [23]

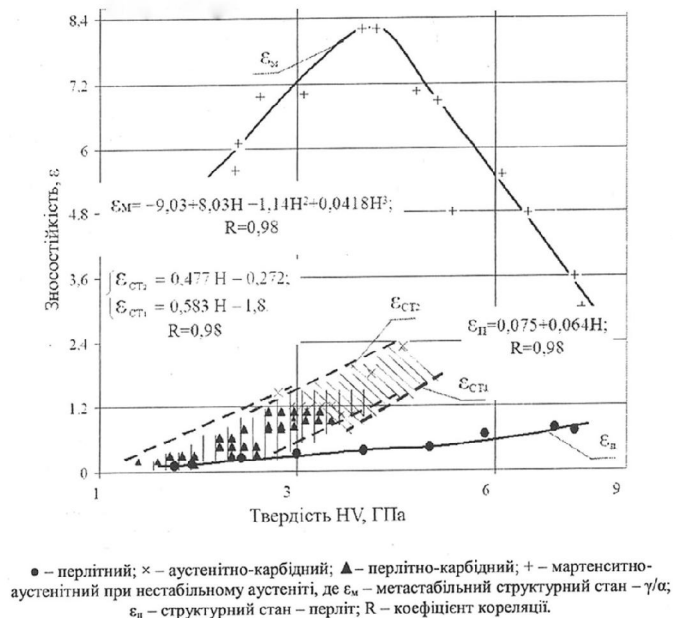


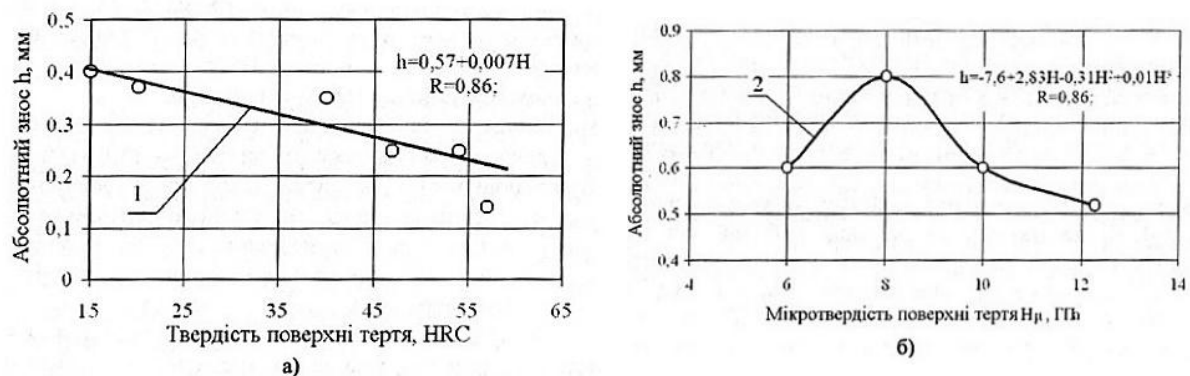
Рисунок 1.4 – Залежність зносостійкості від твердості сплавів у різному структурному стані [23]

Аномальність такої залежності ($\epsilon_{\text{м}}$) полягає в тому, що максимальна зносостійкість – $\epsilon = 8,4$ (сталь X12Ф1) відзначається при твердості HV=5ГПа, у той час, як при максимальній твердості цієї сталі HV=8,5 ГПа після загартування з температури 1050°C, її зносостійкість складає не більше 3. Залежності зносостійкості від твердості сталей зі структурою, здатною до перетворень у процесі зношування, докладно досліджені на сталях 20X, X12Ф1 і X12 у лабораторних і виробничих умовах пресування вогнетривких виробів при великих питомих тисках абразивної шихти.

Глибина зміцненого шару робочої поверхні пластин прес-форм зі сталі 20Х досягає 20-30 мкм, сталі Х12Ф1 – 16 мкм при твердості, після зношування сягаючої 12,3 ГПа.

Цей зміцнений шар на поверхні деталі по мірі руйнування переміщується всередину паралельно самому собі. Таким чином, зношується метал, який має структуру і властивості, що відрізняються від цих характеристик у вихідному стані (рис. 1.5).

Співвідношення даних про залежність «твердість – зносостійкість» сталі 20Х до і після зношування, випробуваної в умовах роботи пластин прес-форм для виготовлення вогнетривких виробів, ілюструє розходження в характері цих кривих. Звичайно наводяться дані про зношування деталей, виготовлених зі сталей, на яких твердість визначалася у вихідному (рис. 1.5, а) стані, тобто до початку лабораторних чи виробничих випробувань. У процесі випробувань у результаті впливу зношуючого середовища, у робочій поверхні сталі відбуваються істотні зміни, що відбиваються і на твердості робочого шару деталі, визначеної після зношування (рис. 1.5, б).



1 – залежність твердості поверхні тертя до зношування; 2 – залежність мікротвердості поверхні тертя після зношування.

Рисунок 1.5 – Співвідношення між абсолютним зносом і твердістю сталі 20Х у вихідному стані (а) і після зношування (б)[19,22]

Виробничий досвід, дослідження авторів показують, що сплави, у поверхневому шарі яких при зношуванні в найбільшій мірі протікають структурні зміни, не дотримується прямопропорційна залежність

зносостійкості від твердості, обумовленої до зношування (рис. 1.5, а). Не виявляється тісний зв'язок опору зношуванню таких сплавів і з іншими механічними характеристиками, вихідним структурним станом і хімічним складом. Однак рівень зносостійкості таких матеріалів може бути досить високий. При відносно невеликій вихідній твердості і вмісті в сталі незначної кількості легуючих елементів зносостійкість може бути істотно вище в порівнянні з високолегованими твердими сталями.

Таким чином, оцінка зносостійкості сплавів за твердістю може проводитися тільки з урахуванням їх вихідного структурного стану. Для сплавів зі стабільною матрицею справедлива прямопропорційна залежність зносостійкості від твердості. Для сплавів з нестабільною основою, здатною до перетворень під впливом абразивних тіл у процесі зношування, зносостійкість залежить головним чином від повноти цих перетворень.

На сьогоднішній день для створення зносостійких матеріалів дослідники використовували три основні підходи, що базуються на механічному, металофізичному і енергетичному методах вивчення процесів абразивного руйнування. В роботі [24,25] автор пропонує два основних шляхи синтезу зносостійких сплавів:

- створення матеріалів з структурою, яка поглинає енергію та розсіює її шляхом зворотних фазових та структурних перетворень;
- створення матеріалів з відносно термостабільною структурою, яка розсіює енергію тепловими полями.

В першому випадку в різних умовах тертя в поверхневих шарах відбуваються фазові та структурні перетворення. За рахунок цього зносостійкість визначається кінетикою зворотних структурних перетворень, які відбуваються на поверхнях тертя. Довговічність структури визначається здатністю швидкої перебудови в сприятливу для даного етапу роботи та умов тертя (принципи синергетики).

При створенні зносостійких сплавів з термостабільною структурою (сплави евтектичного класу) довговічність визначається температурним

порогом стійкості структур, малою енергією міжфазових границь. Такі сплави можуть розглядатися як композиційні матеріали.

Дослідження систем евтектичного класу дозволили встановити зв'язок характеристик зносостійкості з діаграмою стану. З рис. 1.6 для умов абразивного зношування видно, що мінімум інтенсивності зношування співпадає з евтектичним складом.

В роботі [24,25] встановлено, що в поверхневих шарах при терті ковзання можливе протікання як прямого $\gamma \rightarrow \alpha$, так і зворотнього $\alpha \rightarrow \gamma$ мартенситного перетворення. Аустеніт, який утворився внаслідок $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворення, відрізняється завдяки спадковості дефектів вихідного мартенситу та підвищення вмісту легувальних елементів. В умовах високих тисків розчинність вуглецю та легувальних елементів збільшується.

Завдяки високому ступеню легованості аустеніт, що утворився в поверхневих шарах, дуже стійкий та при наступному охолодженні не перетворюється.

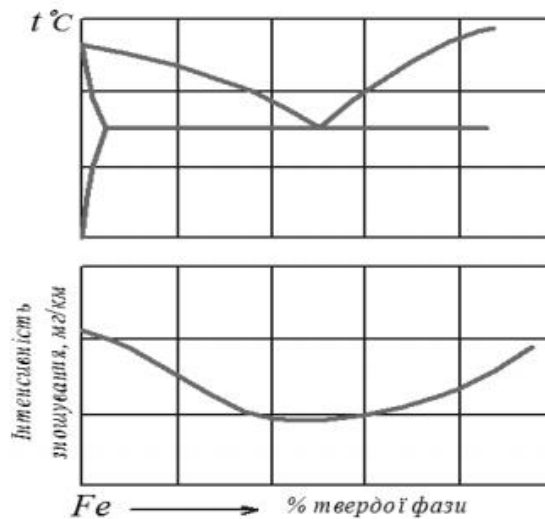


Рисунок 1.6 – Зміна інтенсивності зношування сплавів евтектичних систем при абразивному зношуванні [24,25]

В роботі [24,25] автори стверджують, що властивості аустенітно – мартенситного, аустенітно – карбідного та аустенітно-мартенситно-карбідного сплавів при однаковій кількості аустеніту суттєво відрізняються. При аустенітно-карбідній структурі зносостійкість в умовах абразивного

середовища збільшується при зміні складу карбідної фази типу Me_7C_3 на Me_{23}C_6 за рахунок того, що у фазі Me_{23}C_6 решітка більш когерентно пов'язана з аустенітною основою.

В роботі [26] досліджено вплив залишкового аустеніту та твердої надлишкової фази на зносостійкість наплавлених сплавів.

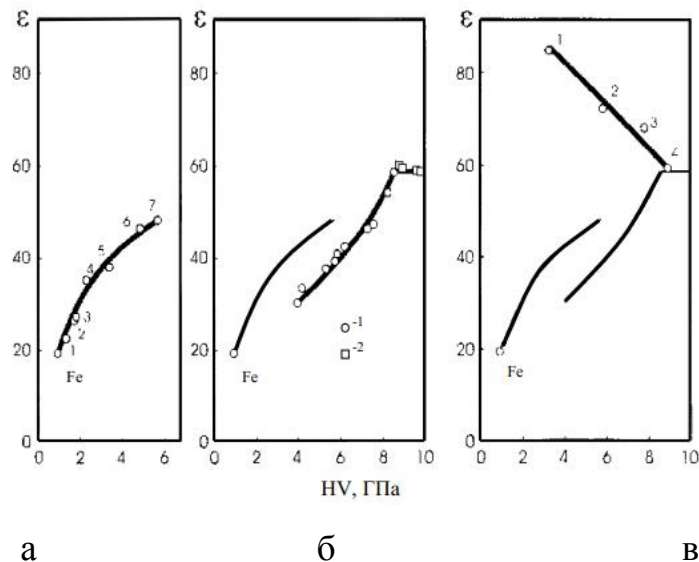
Сплави з високою початковою твердістю взагалі мають більшу зносостійкість, але виключенням з цього загального правила є сплави, у структурі яких утворюється значна кількість залишкового аустеніту. У процесі зношування таких сталей з метастабільною аустенітною структурою під впливом енергії процесу тертя на поверхні може відбуватися утворення мартенситу деформації [26].

В роботі [26] розглядався вплив різноманітного структурного стану металевої матриці залізовуглецевих сплавів на параметри зносостійкості при абразивному зношуванні. Підвищення вмісту карбідної фази у феритній матриці (відпалений стан) природно збільшує твердість і зносостійкість сплавів (рисунок 1.7 а).

Зносостійкість ε мартенситних зразків однозначно визначається твердістю (рис.1.7 б). Причому не має значення, чим викликане зниження твердості мартенситу – недостатнім вмістом вуглецю (гартування без відпуску мало- і середньовуглецевих сталей) чи відпуском гартованих вуглецевих (до У8) сталей [24,25].

Вплив аустеніту на зносостійкість чітко виявляється на сплавах, структура яких після відповідної термічної обробки має максимально можливу кількість залишкового аустеніту без надлишкових карбідів.

З підвищенням температури гартування (рис.1.7, в) твердість заевтектоїдних сплавів знижується через збільшення в структурі кількості залишкового аустеніту. Зносостійкість при цьому, навпаки, зростає. Максимум зносостійкості досягається при гартуванні від 1130 °С сплаву зі вмістом вуглецю 2,0%, коли в структурі присутня максимально можлива кількість залишкового аустеніту.



а - відпалені сталі (1 – Ст3; 2 - сталь 45; 3 - У8; 4 - У12 і сплави (5 - 2,0 %С; 6 - 3,3 %С; 7 - 4,3 %С); б - доєвтектоїдні сталі зі структурою мартенситу (1) і заєвтектоїдні сталі і сплави після гартування на мартенсит (2); в - сплав 2,0 %С після гартування від різної температури (температура гартування: 1- 1130°C; 2 - 985°C; 3 - 930°C; 4- гартування на мартенсит)

Рисунок 1.7 – Відносна зносостійкість (ϵ) в залежності від твердості (HV) сплавів системи Fe-C [27]

Вивчення впливу структури на зносостійкість сталей в умовах абразивного тертя показали, що мінімальну зносостійкість має ферит, потім перліт та продукти розпаду мартенситу – сорбіт, тростит, бейніт. Практичне їх застосування для підвищення зносостійкості, в умовах абразивного зношування, не рекомендується – їх твердість низька. Структурою, здатною виконувати роль матриці сплаву, є залишковий метастабільний аустеніт, що зазнає $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення з про шарком мартенситу деформації мікротвердістю $H_{50} = 8-9$ ГПа. Для забезпечення високої зносостійкості сплав повинен містити 50-80% зміцнюючої фази, розташованої в аустенітно – мартенситній матриці при співвідношенні М/А=80/20...60/40.

Таким чином, з усіх структур залізовуглецевих сплавів максимальну зносостійкість в умовах абразивного тертя має залишковий аустеніт, незважаючи на свою невисоку вихідну твердість, що значно нижче твердості як мартенситу, так і цементиту [26].

1.2 Матеріали для відновлення та підвищення зносостійкості поверхонь деталей

Наплавлення - складний металургійний процес, що вимагає комплексного вирішення ряду важливих питань: вибір наплавочного матеріалу, що забезпечує необхідні властивості, які відповідають умовам експлуатації; вибір способу і режиму наплавлення [28,29].

Вибір наплавочних матеріалів визначається видом зносу [12, 30-35]. У свою чергу, вид зносу залежить від умов роботи машини, агрегату, вузла. Значна кількість деталей машин і механізмів, що використовуються в різних галузях промисловості, зношується в результаті сухого тертя металу по металу. Багато з них відновлюють різними способами наплавлення [36-39].

Як правило, такі деталі виготовляють зі середньо- і високовуглецевих нелегованих або низьколегованих конструкційних сталей [40]. Підвищений вміст вуглецю забезпечує високу твердість і міцність матеріалів, однак через невисокий вміст легуючих елементів їх зносостійкість знаходиться на відносно невисокому рівні. Крім цього, при вмісті вуглецю більше 0.5% значно ускладнюється технологія відновлення деталей із зазначених сталей способами наплавлення, що пов'язано з утворенням гартівних структур і появою холодних тріщин в металі навколошовної зони. Появи тріщин можна уникнути, застосовуючи спеціальні технологічні заходи, такі як підігрів деталі до 300...400 °С з подальшим уповільненим охолодженням після наплавлення.

Для відновлення і зміцнення деталей машин і механізмів у різних галузях промисловості використовуються різноманітні наплавочні матеріали, в основному, сталі і чавуни, рідше - сплави на основі нікелю, кобальту, міді, матеріали на основі карбідів вольфраму і хрому.

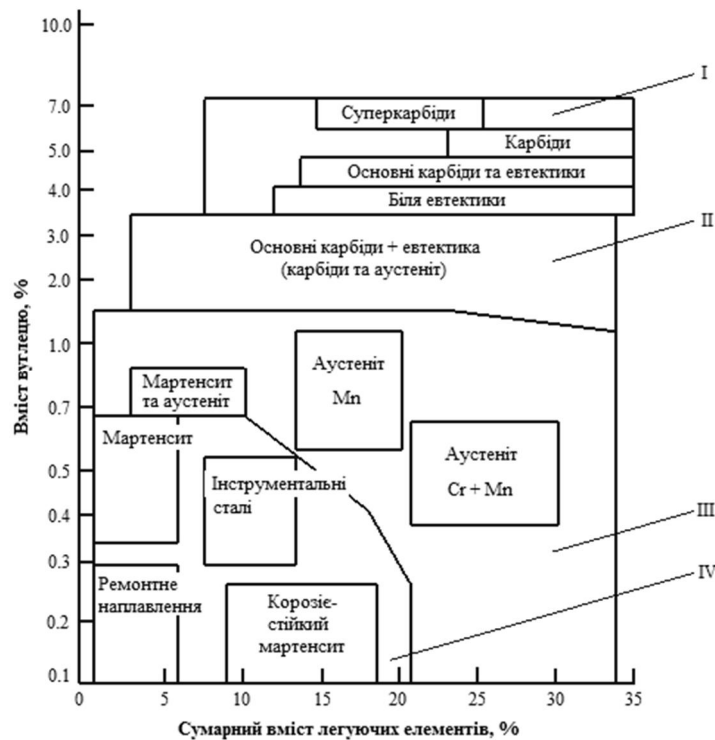
Протидіяти зношуванню може метал, який має тверду складову (карбіди, бориди, нітриди, оксиди, інтерметалеві сполуки). У багатьох випадках ці функції може виконувати мартенсит. Тверді частки карбідів та інших сполук

повинні міцно утримуватись матрицею – основою сплаву. Роль матриці в сталях і сплавах може виконувати мартенсит, ферит, аустеніт, ледебурит.

На рис. 1.8 показано області існування наплавних матеріалів різних структурних груп. Діаграма побудована наступним чином: по осі ординат за логарифмічною шкалою (%) відкладено вміст вуглецю в наплавленому металі, по осі абсцис (%) - сумарний вміст Cr, Mn, Si, Mo, ... і Ti, найбільш поширених легуючих елементів для зміцнювального наплавлення на основі заліза.

Хороший ефект з точки зору тріщиностійкості дає застосування матеріалів, що забезпечують отримання наплавленого металу з аустенітної структурою. Однак зносостійкість наплавленого металу цього типу в умовах сухого тертя металу по металу знаходиться на низькому рівні, а ціна матеріалів для наплавлення такого типу досить висока і їх застосування економічно не завжди виправдано.

Більш доцільно для відновлення деталей такого типу застосовувати матеріали, що забезпечують отримання наплавленого металу зі структурою метастабільного аустеніту. Подібну структуру можна отримати при використанні матеріалів для наплавлення, легованих хромом і марганцем. Попередній наклепу або наклеп безпосередньо в процесі експлуатації призводить до розпаду метастабільного аустеніту, а також збільшенню твердості і зносостійкості наплавленого металу.



I – матеріали для абразивного зносу; II - матеріали для абразивно-ударного зносу; III – матеріали для ударного зносу; IV – матеріали для зносу типу метал по металу при терті кочення і ковзання.

Рисунок 1.8 - Діаграма застосування наплавочних матеріалів при різних видах зношування [40].

Мікромеханізм руйнування металу залежить від вмісту вуглецю – з його збільшенням він змінюється від в'язкого (0.15-0.20 %C) до змішаного квазікрихкого (0.25-0.40 %C) і далі до суто крихкого (більше, ніж 0.4 %C).

Сьогодні найбільше практичне значення має класифікація наплавленого металу за хімічним складом і структурними ознаками. Склад легуючих елементів у наплавленому металі визначає його структуру і властивості, відповідність умовам експлуатації виробу тощо. Зносостійкість наплавлених шарів визначається не тільки наявністю в сплаві тих чи інших легуючих елементів, але і будовою матриці - основи сплаву [12, 13, 41-43].

При відновленні поверхонь деталей наплавленням існують певні рекомендації щодо вибору матеріалів для конкретних видів зношування. Так, у роботі [12, 13, 42, 43] за результатами обробки документа 11-1303 (11E-221-96)

Міжнародного інституту зварювання «Система класифікації сплавів для відновлювального і зміцнювального наплавлення» надані рекомендації щодо вибору матеріалів на основі поділення їх композицій і мікроструктур. Для умов тертя металу по металу виділені наступні структурні групи: мартенсит, зміцнений карбідами МК1; аустеніт марганцевий тип А2; аустеніт хромомарганцевий тип А3; аустеніт типів 2 і 3, зміцнений карбідами А2К, А3К. В таблиці 1.1 приведені характеристики груп, що рекомендовані для зносостійкого наплавлення поверхонь в умовах тертя металу по металу.

Кожна з вказаних структурних груп має високий опір при терті метала по металу, але вибір матеріалу для наплавлення ускладняється достатньо широким діапазоном змін хімічного складу композицій у межах окремої структурної групи та залежністю типу структури від умов охолодження при наплавленні.

Можна також скористатися рекомендаціями розробленого стандарту ДСТУ EN 14700:2008 «Матеріали зварювальні. Зварювальні матеріали для наплавлення», дія якого поширюється на наплавлення поверхонь нових деталей і заготовок, а також на ремонт поверхонь деталей наплавленням, які повинні протистояти механічному, хімічному, тепловому впливу або їх комбінованій дії [12,13,44].

Стандарт передбачає класифікацію наплавочних матеріалів на підставі хімічного складу наплавленого металу, а також містить дані по властивостях сплавів різних типів, їх структурі і твердості, рекомендації по застосуванню найбільш поширених типів наплавочних сплавів. Наприклад, матеріали на залізовуглецевій основі поділені на 20 видів з умовними позначками Fe1-Fe20. У межах кожного із поділених видів сплаву вказаний також широкий діапазон зміни легуючих елементів, зокрема по вуглецю, хрому, нікелю, марганцю.

Таблиця 1.1 - Основні характеристики сплавів для наплавлення за

11E-221-96 [13]

Показник	Структурна група наплавних матеріалів			
	МК1	A2	A3	A2K, A3K
Хімічний склад, %	(0.5-1.5)%C; Cr+W+Mo+V(Co)= =7-16%	(0.7-1.2)%C; Mn+Cr+Ni= =13-25%; звичайно 12-14% (Mn+Cr) і/або Ni	(0.5-0.7)%C; Mn+Cr= =25-35%	(0.9-1.7)%C; Mn+Cr+Nb= =15-30%
Мікроструктура	Мартенсит з сіткою карбідів в стані після наплавлення.	Аустеніт або аустеніт, зміцнений карбідами.	Аустеніт. Термічна обробка не бажана	Аустеніт з дрібно- дисперсними карбідами
Твердість	55-62HRC в стані після наплавлення.	200HB в стані після наплавлення	200HB в стані після наплавлення	250-300HB в стані після наплавлення. В процесі роботи - зміцнення до 45HRC
Опір при терті метала по металу	Високий	Високий	Високий	Високий

У таблицях 1.2-1.4 наведено хімічний склад, властивості, приклади застосування, структура та склад сплавів на залізобуглецевій основі для тертя твердих тіл.

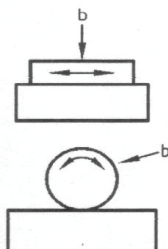
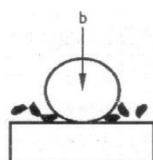
Таблиця 1.2 – Хімічний склад та властивості рекомендованих сплавів на залізвуглецевій основі при терті твердих тіл [13]

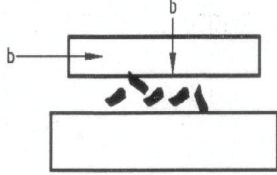
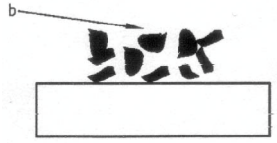
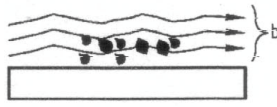
Умовна позна-	Власт и-	Масова частка елементів, %									
		C	Cr	Ni	Mn	Mo	W	V	Nb	Інші	Решта
Fe1	p	≤0,4	≤3,5	-	0,5-3,0	≤1,0	≤1,0	≤1,0	-	-	Fe
Fe2	p	0,4-1,2	≤7,0	≤1,0	0,5-3,0	≤1,0	≤1,0	≤1,0	-	-	Fe
Fe3	st	0,2-0,5	1,0-8,0	≤5,0	≤3,0	≤4,5	≤10,0	≤1,5	-	Co, Si	Fe
Fe4	st (p)	0,2-1,5	2,0-6,0	≤4,0	≤3,0	≤10,0	≤19,0	≤4,0	-	Co, Ti	Fe
Fe5	c p s t	≤0,5	≤0,1	17,0-22,0	≤1,0	3,0-5,0	-	-	-	Co, Al	Fe
Fe6	gps	≤2,5	≤10,0	-	≤3,0	≤3,0	-	-	≤10,0	Ti	Fe
Fe7	cpt	≤0,2	4,0-30,0	≤6,0	≤3,0	≤2,0	-	≤1,0	≤1,0	Si	Fe
Fe8	gpt	0,2-2	5,0-18,0	-	0,3-3,0	≤4,5	≤2,0	≤2,0	≤10,0	Si, Ti	Fe
Fe9	k(n)p	0,3-1,2	≤19,0	≤3,0	11,0-18,0	≤2,0	-	≤1,0	-	Ti	Fe
Fe10	ck(n)	≤0,25	17,0-22,0	7,0-11,0	3,0-8,0	≤1,5	-	-	≤1,5	Si	Fe
Fe11	cnz	≤0,3	18,0-31,0	8,0-20,0	≤3,0	≤4,0	-	-	≤1,5	Cu	Fe
Fe12	c(n)z	≤0,08	17,0-26,0	9,0-26,0	0,5-3,0	≤4,0	-	-	≤1,5	-	Fe
Fe13	g	≤1,5	≤6,5	≤4,0	0,5-3,0	≤4,0	-	-	-	B, Ti	Fe
Fe14	g(c)	1,5-4,5	25,0-40,0	≤4,0	0,5-3,0	≤4,0	-	-	-	-	Fe
Fe15	g	4,5-5,5	20,0-40,0	≤4,0	0,5-3,0	≤2,0	-	-	≤10,0	B	Fe
Fe16	gz	4,0-7,5	10,0-40,0	-	≤3,0	≤9,0	≤8,0	≤10,0	≤10,0	B, Co	Fe
Fe20	cgtz	твердий матеріал	-	-	-	-	-	-	-	-	Fe

Властивості: c: корозійна стійкість; n: немагнітний матеріал; t: термостійкість;
g: абразивна зносостійкість; p: ударна стійкість; z: стійкість проти сколів; k: зміцнення при експлуатації; s:
збереження ріжучої крайки; w: дисперсійне твердіння;
() - може не ставитися до всіх сплавів цього типу

^a - сплави, які не включені в цю таблицю, але мають аналогічне позначення, повинні бути позначені літерою Z поперед
позначення;
^b - плавлений карбід вольфраму або карбід вольфраму дроблений або сферичний.

Таблиця 1.4 – Приклади застосування сплавів при терті твердих тіл на залізовуглецевій основі [13]

Вид контактної взаємодії	Вид зношування	Приклади наплавлених деталей	Умовна позначка сплаву
Тверде тіло - тверде тіло Тертя твердих тіл Граничне тертя Змішане тертя 	Зношування при терті	Напрямні, рейки	Fe1, Fe2, Fe3
	Втомне зношування	Ковальський молот	Fe 9, Fe10
		Коромисло клапана, кулачки	Fe1, Fe2, Fe3
	Зношування при ударах	Трамвайні рейки,стрілочні	Fe9, Fe10
	Зношування при коченні	переводи	Fe1, Fe2, Fe3, Fe9
		Колесо візка	Fe1, Fe9, Fe10
	Зношування при терті	Залізничні рейки	Fe7
		Ролики МБЛЗ	Fe3, Fe6, Fe7, Fe8
		Ролики рольгангів	Fe3
		Провідні ролики, барабани	Fe3,Fe4,Fe6,Fe8
	Термічна втома	Кувальні й пресові штампи	Fe4, Fe5, Fe8
		Зношування при холодному терті ковзання з ударами	Ножі холодного різання, обрізні штампи
	Зношування при терті ковзання з ударами при високих температурах	Ножі гарячого різання	Fe4, Fe3
Штампи, штампове оснащення		Fe4, Fe3	
Тверде тіло - тверде тіло с прошарком абразиву 	Зношування при терті ковзання з ударами	Щокова дробарка, біла молоткових дробарок	Fe6, Fe8, Fe9, Fe14
		Лопати мішалок	Fe6, Fe8, Fe9
		Деталі дробарок	Fe6, Fe8, Fe9, Fe13, Fe14, Fe15
		Бандажі та ролики цементних пічей	Fe6, Fe8
		Деталі млинів для розмолу руди й вугілля	Fe6, Fe8, Fe13, Fe14, Fe15, Fe16
		Колосники, гуркоти	Fe13, Fe14, Fe15
		Молотки вугільних млинів	Fe8, Fe13, Fe14, Fe15
		Зносостійкі листи	Fe13, Fe14, Fe15
		Тверді частки, високий поверхневий тиск, удари	Зношування при терті ковзання з ударами
Бункери, тічки, ринви	Fe14, Fe15, Fe20		
Зносостійкі листи	Fe14, Fe15		

<p>Тверде тіло - тверде тіло із прошарком абразиву, високий поверхневий тиск</p> 	Зношування різанням	Деталі екструдерів	Fe14, Fe15, Fe20
		Черв'яки, шнеки конвеєрів	Fe14, Fe15, Fe20
		Ножі, деталі ковшів будівельних і дорожніх машин	Fe15, Fe20
		Зуби розпушувачів, робочі органи культиваторів	Fe6, Fe2, Fe8
		Лемеші плугів	Fe2, Fe6, Fe8, Fe20
		Деталі змішувачів	Fe6, Fe8, Fe14, Fe20
		Деталі цегельних пресів	Fe6, Fe8, Fe14
		Деталі млинів	Fe14
<p>Тверді частки в потоці газу</p> 	<p>Газоабразивне зношування, $T \geq 500^\circ\text{C}$</p>	Клапани доменних печей.	Fe6, Fe7, Fe8
		Контактний пояс конуса й чаші доменної печі	Fe6, Fe3, Fe8(Fe16)
		Деталі завантажувальних пристроїв доменної печі	Fe15, Fe16
		Деталі нагрівальних печей	Fe7
		Деталі вентиляторів, ексгаустерів	Fe10, Fe15, Fe16, Fe20
		Деталі дробарок, гуркоту	Fe15, Fe16
		Робочі колеса насосів, зносостійкі листи	Fe14, Fe15, Fe20
<p>Тверді частки в потоці води</p> 	<p>Гідроабразивне зношування, Кавітація</p>	Деталі пульпопроводів, зносостійкі листи	Fe14, Fe15
		Деталі драг, землечерпалок, земснарядів	Fe6, Fe8
		Деталі насосів по перекачуванню рідин	Fe6, Fe7, Fe8
		Деталі змішувачів	Fe6, Fe7, Fe8
	Корозія, ерозія	Водяна турбіна	Fe7
Тверде тіло-рідина	Корозія	Хімічне устаткування	Fe7, Fe11, Fe12
		Деталі запірних арматур морських суден	Fe7

a – згідно табл. 1.2; b – напрямок зношування

Відмічені обставини ускладнюють вибір існуючих на ринку матеріалів при відновленні поверхонь для різних видів зношування. У зв'язку з цим, для умов тертя металу по металу як і для інших видів зношування, актуальним є накопичення експериментальних даних в рамках тих хімічних складів сплавів, що рекомендовані для цього виду зношування.

1.3 Модифікування як засіб поліпшення структури.

Модифікатор (від лат. *modifico* – видозмінюється, міняє форму) – речовина, яка суттєво змінює структуру та властивості обробленого їм металу або сплаву [44].

Модифікування – процес активного регулювання первинної кристалізації або зміни ступеня дисперсності фаз які кристалізуються шляхом введення в розплав добавок окремих елементів або їх сполук.

Модифікуванням можна добитися подрібнення макро та мікрозерна; фазових складових евтектики; первинних кристалів; форми, а також зміни розміру та розподілу неметалевих включень. Модифікування металів можна провести декількома способами: введенням в розплав добавок-модифікаторів; застосуванням різних фізичних впливів (регулювання температури розплаву, попереднє охолодження розплаву при переливу, суспензійне розливання, лиття в температурному інтервалі кристалізації, вібрація, ультразвук, електромагнітне перемішування); комбінованими способами, що поєднують вищевикладені.

За природою впливу модифікатори можна розділити на три види: модифікатори 1-го роду, 2-го та 3-го роду. Модифікатори 1-го роду впливають на структуру за рахунок зміни енергетичних характеристик (енергія активації та поверхневий натяг) зародження нової фази. Модифікатори 2-го роду змінюють структуру, впливаючи на неї, як зародки твердої фази. Модифікатори 3-го роду - холодильники / інокулятори – знижують температуру металу і підвищують швидкість кристалізації, гальмуючи тим самим розвиток ліквідації елементів [44].

Найбільше застосування отримали модифікатори 1-го роду. До них відносять домішки, необмежено розчинні в рідкій фазі та малорозчинні у твердій фазі (0,001– 0,1%). Ці домішки, у свою чергу, можна розділити на два типи: що не змінюють поверхневі властивості фази яка кристалізується та ті, що змінюють поверхневий натяг на межі розплав - кристал.

Модифікатори першого типу можуть гальмувати зростання твердої фази тільки за рахунок концентраційного бар'єру на кордоні розплав - кристал. При цьому не відбувається зміна енергетичних характеристик процесу.

Добавки другого типу, знижують поверхневий натяг на межі розплав - кристал та вибірково концентруються на поверхні кристалів (дендритів). Таким чином, введення модифікаторів 1-го роду супроводжується зміною поверхневого натягу та енергії активації в протилежних напрямках, одночасно подрібнюється макрозерна та укрупнюється мікрозерна, тобто виявляється комплексний вплив на макро- і мікроструктуру [44].

На даний час на комерційному ринку найбільш широко представлені нанодисперсні порошки оксидів (кремнію, заліза, сурми, алюмінію, титану), нанопорошки ряду карбідів (вольфраму, титану, кремнію), вуглецеві нановолокна, фулеренові матеріали [45].

У порівнянні з монокристалічними частинками, наночастинки деформовані неоднорідно: поверхневі шари розтягнуті, а внутрішні стиснуті. При макроскопічному розгляді стиск внутрішніх шарів можна було б трактувати, як результат впливу лапласовського тиску. Для малих наночастинок характерно зниження їх крапкової симетрії (≈ 10 нм) [46] і в загальному випадку в них установлюється специфічний тип далекого порядку, при якому міжатомна відстань закономірна змінюється від центру частки до її периферії [47].

У відносно великих наночастинках (>10 нм) поняття далекого порядку й кристалічної структури мають свій традиційний зміст. Однак незважаючи на те, що в цих наночастинках можна виділити поверхневі й об'ємні атоми, частка перших дуже велика, завдяки чому структура частинок має ряд відмінностей, що стосуються як параметрів, так і типу атомної кристалічної структури відповідних масивних матеріалів.

Ці відмінності проявляються в нормальній і тангенціальній релаксації наночастинок. Атом у приповерхній області має менше, чим в обсязі, число

сусідів, і всі вони розташовані по один бік від нього. Це порушує рівновагу і симетрію в розподілі сил і мас, що приводить до зміни рівноважних міжатомних відстаней у порівнянні з їх значеннями в макрокристалах (нормальна релаксація), а також до зсувних деформацій, зміні впорядкування в поверхневих гранях, «згладжуванню» вершин і ребер у результаті малих кутових деформацій міжатомних зв'язків (тангенціальна релаксація) [40].

У наночастинках, так само як і в тонких плівках і в ниткоподібних кристалах, внаслідок впливу поверхневої енергії змінюються термодинамічні умови фазових рівноваг. У них можуть утворюватися нові фази, нехарактерні для даної речовини в масивному стані. В випадках, коли в масивному стані є поліморфне перетворення, його температура і склад в наночастинці також можуть змінюватися [48]. Зі зменшенням розміру зразка від нескінченного до дуже малого зростає внесок поверхні $F_S = \sigma(s/V)$ у вільну енергію $F = F_V + F_S$ (F_V – об'ємний внесок). І може виявитися, якщо в масивних зразках при деякій температурі стійкої є фаза 1, тобто $F_V(1) < F_V(2)$, то при зменшенні розміру з врахуванням F_S може виконуватися умова $F_{V2} \pm (\sigma_2 s_2 / V_2) \leq F_{V1} \pm (\sigma_1 s_1 / V_1)$ і стійкою буде фаза 2 [46].

Подрібнення структурних складових наплавленого металу може бути досягнуто введенням в зварювальну ванну нанодисперсних металевих та неметалевих порошків, властивості яких істотно відрізняються від властивостей макро- і мікропорошків того ж хімічного складу. Розмір зерен при цьому зменшується, що призводить до зміни механічних властивостей зварного з'єднання.

Одним з ефективних способів керування структурою, підвищення механічних, фізичних і експлуатаційних властивостей зварювальних швів, наплавлених покриттів вважається введення в матрицю добавок неметалічних включень у вигляді наноконпонентів.

Серед перспективних для практичного застосування це різні види нанопорошків оксидів, карбідів, нітридів металів. Залежно від типу наночастинок, їх морфології, розміру та способу введення в матеріал шва або

покриття можна одержувати композиційні матеріали із заданими властивостями. Основне завдання застосування нанопорошків зводиться до вибору тугоплавких сполук і способу їх введення у зварювальну ванну.

В роботі [49] представлений спосіб зварювання із введенням мікрогранул нікелю, що містять нанодисперсні частинки монокарбіду вольфраму, в покриття промислових зварювальних електродів. У процесі зварювання такими електродами мікрогранули з покриттів, частково оплавляючись на границі високотемпературної зони дуги, потрапляють у зварювальну ванну. У результаті відбувається модифікування наплавленого металу, поліпшення ударної в'язкості та твердості металу шва.

В роботі [50] розглянуті способи введення невеликої (до 0,2 мас.%) кількості нанорозмірних частинок карбідів вольфраму в метал, наплавлений з використанням електродугового і електрошлакового процесів. Відмічається, що подрібнення структурних складових наплавленого металу може бути досягнуте введенням частинок тугоплавких з'єднань в зварювальні матеріали або безпосередньо в зварювальну ванну. В процесі зварювання нанодисперсні карбіди вольфраму, минувши високотемпературну (до 8000°C) реакційну зону і не розчиняючись в розплаві зварювальної ванни, переходять в наплавлений метал, що приводить до його модифікування.

Частинки нанопорошків, як модифікатори першого роду, забезпечують прискорене і більш рівномірне затвердіння металу в зварювальній ванні, здійснюють певний вплив на розмір зерен та неметалевих включень.

У роботі [51] вказується, що наявність в зварювальній ванні достатньої кількості неметалевих включень, які зіставні за своїми розмірами з зародками металу, що кристалізується, сприяє формуванню дрібнозернистої первинної структури зварного шва і поліпшенню його механічних властивостей.

Нанодисперсного порошку карбіду вольфраму, який з'єднували з транспортувальним макропорошком нікелю в планетарному млині. Нікелькарбідні гранули, які містили близько 30 мас.% нанокарбідів додавали

в порошковий дріт, а також з калій-натрієвим рідким склом наносили на поверхню зварювальних електродів.

Процеси дугового наплавлення здійснювали з подачею порошкового дроту і електродів з покриттям в низькотемпературну частину зварювальної ванни, а також електрошлаковим наплавленням з використанням флюсу АНФ-6. В результаті зроблено висновок, що найбільш ефективним способом введення нанодисперсних карбідів вольфраму в розплав зварювальної ванни є розміщення карбідів в тонкому поверхневому шарі покриття зварювальних електродів.

У роботі[53] представлений спосіб зварювання із введенням мікрогранул нікелю, що містять нанодисперсні частинки монокарбіду вольфраму, в покриття промислових зварювальних електродів. У процесі зварювання такими електродами мікрогранули з покриттів, частково оплавляючись на границі високотемпературної зони дуги, потрапляють у зварювальну ванну. У результаті відбувається модифікування наплавленого металу, поліпшення ударної в'язкості та твердості металу шва.

Важливим технологічним аспектом є введення наночастинок у зварювальну ванну. У зварювальних процесах температура в зоні дії джерела тепла перевищує температуру плавлення багатьох тугоплавких нанодисперсних сполук, що викликає їх дисоціацію і подальше розчинення продуктів в розплаві зварювальної ванни.

Відомості про вплив нанопорошків на зносостійкість наплавленого металу обмежені, проте наявний досвід використання як наноксидів при плазмовому наплавленні [52], так і нанокарбідів в покритті електродів [54] вказує на перспективність їх застосування в наплавочних процесах.

1.4. Наноматеріали

На даний час полікристали прийнято характеризувати середнім розміром зерен і спектром розорієнтування границь зерен [55-57]. Всі полікристалічні матеріали за розміром зерна можна розділити на крупно-, мікро-, субмікро- і нанокристалічні. Субмікрокристалічні матеріали характеризуються розміром зерен 1,0–0,1 мкм і є верхньою межею нанокристалічних матеріалів.

До нанокристалічних (наноматеріалів – НМ) прийнято відносити матеріали з розміром окремих кристалітів (зерен) або фаз, які складають їх структурну основу, що не перевищують 100 нм (хоч би в одному вимірюванні). Ця межа достатньо умовна і продиктована швидше міркуваннями зручності. Разом з тим експериментальні результати показують, що, починаючи з цих розмірів, частка приграничних областей з розупорядкованою структурою стає все помітніше [56]. НМ мають кристалічну решітку і сильно розупорядковану структуру міжкристалітної речовини. У НМ значна частка речовини розташована в границях – кількість речовини в границях може бути порівнянна з кількістю речовини в зернах. Відповідно до наданих вище визначень НМ до них не відносяться звичайно деформовані метали і сплави, розмір блоків або локально розорієнтованих областей в яких теж малий, але розмір вихідних зерен залишається при цьому значним. Привабливість НМ полягає в тому, що вони виявляють унікальні пружні, міцностні, пластичні, трибологічні, магнітні, електричні, електронні і інші властивості [1, 57].

Підвищений інтерес до НМ пов'язаний з можливістю реалізації високого рівня фізико-хімічних і механічних властивостей, отже, і експлуатаційних характеристик матеріалів в наностані, а так само з необхідністю розуміння фізичної природи особливостей цього стану, і його технологічною реалізацією.

Класифікація наноматеріалів

НМ можна класифікувати за хімічним складом, формою кристалітів і розташуванням границь розділу (за Глейтером) [58]. За цими параметрами вони діляться на шаруваті, волокнисті і рівновісні, для яких відповідно товщина шару, діаметр волокна або зерна менше за деяке значення, наприклад 100 нм. За хімічним складом кристалітів можна виділити чотири групи наноматеріалів. Для найбільш простого варіанту хімічний склад кристалітів і границь розділу однаковий – це, наприклад, шаруваті полікристалічні полімери або чисті метали з нанокристалічною рівновісною структурою. Друга група представляє наноструктурні матеріали з кристалітами різного хімічного складу, зокрема, багат шарові структури. Для матеріалів третьої групи хімічний склад зерен і границь розділу різний. Матеріали, в яких нанорозмірні компоненти структури (шари, волокна або рівновісні кристаліти) дисперговані в матриці сплаву іншого хімічного складу, складають четверту групу.

Методи отримання наноматеріалів

Існують різні методи отримання нанокристалічних матеріалів [1, 57, 59]. Можна виділити чотири основні групи технологічних методів:

- 1) порошкова технологія – метод Глейтера (газофазове осадження і компактування); звичайне пресування і спікання; механічне легування з подальшим компактуванням; електрозарядне спікання; гаряча обробка тиском (гаряче пресування, кування, екструзія);
- 2) контрольована кристалізація з аморфного стану;
- 3) плівкова технологія або нанесення покриттів методами PVD (фізичне осадження з газової фази), CVD (хімічне осадження з газової фази), електроосадження, золь-гель технологія і плазмова обробка;

4) інтенсивна пластична деформація (ІПД) масивних полікристалічних матеріалів.

Кожен метод має свої переваги і недоліки. Проте, із-за існуючих технологічних обмежень кожного з методів, дотепер не вдається створити нанокристалічні матеріали достатніх розмірів (масивних за габаритами і маленьких за розміром зерна – декілька нанометрів), однорідні, вільні від забруднень і пористості. Тому проблема створення стійких неупорядкованих наноструктурних станів в макрооб'ємах є одним з актуальних завдань сучасного матеріалознавства.

Процеси формування на поверхні масивних матеріалів структур з широким спектром їх дисперсності – від мікро- до нанокристалічної і аморфної представляють в даний час особливий інтерес, їх застосування відкриває нові широкі перспективи. Поверхневі методи пластичної деформації позбавлені недоліків, властивих методам об'ємної деформації, оскільки в процесі формування структури можливо легування поверхні, що деформується, при дифузії елементів (введення домішок) з навколишнього середовища. Саме наявність домішок стабілізуватиме хімічний склад границь розділу, гальмуватиме процеси повернення і підсилюватиме схильність матеріалу до подрібнення.

В даний час розроблені нові технології модифікування і диспергування структури поверхневого шару, засновані на обробці поверхні методами ІПД, так звана поверхнева нанокристалізація (SNC) [60, 61]. Альтернативно методам PVD і CVD, поверхнева нанокристалізація може бути реалізована за допомогою подрібнення зерна до нанорозмірів в поверхневому шарі масивного матеріалу. Ці технології є різновидом розглянутих вище деформаційних підходів до створення наноструктурних матеріалів і базуються на фізичних явищах, що відбуваються при високоенергетичних механічних діях на матеріал. Особливість такої обробки полягає в тому, що поверхневі шари крупнозернистого матеріалу при високоенергетичній

механічній дії подрібнюються до наноструктурного стану без зміни фазового складу [60, 61].

Особливості структури наноматеріалів

Слід підкреслити, що в межах кожного з основних методів отримання наноматеріалів гамма структурних елементів може бути вельми різноманітної залежно від способу обробки. Важливою особливістю матеріалів, отриманих методами високоенергетичної обробки (наприклад, ПД), є присутність в структурі переважно висококутових границь деформаційного походження, а також високого рівня мікронапружень і пружних спотворень кристалічної решітки [56, 57, 59]. Структурний стан, що формується в процесі такої обробки, не повністю відповідає нанокристалічному відповідно до класичного визначення Х. Глейтера.

Природа границь розділу взагалі і границь кристалітів зокрема, стосовно наноматеріалів залишається предметом жвавих дискусій. Показано, що в наноматеріалах, існують нерівноважні границі з далекодіючими полями напружень і підвищеною енергією у зв'язку з наявністю високої щільності зернограничних дислокацій [59, 62]. Звертається увага (у незалежності від технології отримання НМ) також на підвищення ролі потрійних стиків зерен, об'ємна частка яких, як і частка приграничних областей, із зменшенням розміру зерна в НМ істотно зростає [63, 64]. Значна частка атомів нанотвердого тіла розташована в позиціях, відмінних від нормальних позицій в кристалічній решітці. Згідно роботі [65] загальний міжзерений простір займає об'ємну частку, рівну: $v_{ig} = 1 - [(L - s)/L]^3$, де L і s – розмір зерна і товщина (ширина) границі зерна. При цьому частка границь зерен складає величину: $v_{gb} = [3s(L - s)^2]/L^3$ і відповідно частка потрійних стиків рівна $v_{ij} = v_{ig} - v_{gb}$. Об'ємна частка границь зерен зростає у міру зниження розміру зерна до максимального значення 45 %, а потім починає знижуватися. При цьому об'ємна частка областей, що доводяться на потрійні стики, постійно росте.

При товщині границі зерна 1,5 нм і більше спостерігається помітне зростання об'ємної частки потрійних стиків в інтервалі розміру зерен менше 10 нм.

У серії робіт [59, 64] методом просвічувальної електронної мікроскопії високої роздільної здатності (ПЕМВР) були вивчені границі зерен в зразках, одержаних методом ПД. Встановлене наявність підвищеної щільності зернограничних дислокацій і значних пружних спотворень кристалічної решітки, що дозволило зробити висновок про формування нерівноважних міжкристалітних границь в НМ. Зони стиснення і розтягування виявлені в приграничних областях шириною 6–10 нм (розмір кристалітів складав 50–70 нм).

Спосіб отримання нанокристалічних металів і сплавів неминуче накладає свій відбиток на природу границь розділу. Таким чином, технологічна передісторія дуже впливає на структуру поверхонь розділу і поки не вироблена єдина концепція структури границь, оскільки накопичена експериментальна інформація є далеко не повною. Істотна роль технології у формуванні міжкристалітних границь і неоднозначність постановки питання про їх природу підкреслюється в роботі [56].

Вплив розміру зерна на мікродефекти в НМ. Розмір кристалітів в НМ часто виявляється меншим відомого характерного розміру петлі Франка-Ріда ($l = Gb / \tau_{кр}$, де G – модуль зсуву, b – вектор Бюргерса, $\tau_{кр}$ – критична напружка зсуву; при звичайних значеннях $G / \tau_{кр} \sim 10^2 - 10^4$ і $b \approx 0,2$ нм; величина $l \approx 20 - 2000$ нм), і розмноження дислокацій за допомогою цих джерел виявляється пригніченим [56]. У малих частинках і ультрадисперсних порошках дислокації, як правило, не спостерігаються. У НМ, одержаних за допомогою деформації, важлив а роль належить мікродефектам, а саме, зернограничним дислокаціям і дислокаціям невідповідності, на наявності і еволюції яких базуються більшість модельних уявлень. Критична стійкість дислокацій в нанокристалах була розглянута в теоретичних роботах [66, 67]. З урахуванням дії конфігураційних сил (сил зображення, що відображають

вплив границь розділу і вільних поверхонь) і сил тертя решітки (напруга Пайерлса-Набарро τ_{nn}) був оцінений характерний розмір вільного нанокристала, нижче за який вірогідність існування усередині кристала рухливих дислокацій помітно знижується:

$$L^* = \alpha Gb / 2\tau_{nn}, \quad (1.1)$$

де α – коефіцієнт, що залежить від геометрії дислокацій і змінюється в межах 0,1–1,0. Відповідно до аналізу, проведеного в роботі [66], при досягненні вільним мікрокристалом характерного розміру $l^* = Gb / 2\tau_{kp} = 10^1\text{--}10^2$ нм вірогідність існування рухливих дислокацій різко знижується. Якщо ж мікрокристал знаходиться в жорсткій матриці, то щільність дислокаційних дефектів в ньому підвищується, оскільки дислокації ефективно утримуються в мікрокристалах.

У НМ завжди є внутрішні напруження із-за великого числа близько розташованих границь зерен і потрібних стиків зерен [56]. Крім того, внутрішні напруження виникають унаслідок особливостей методу отримання НМ. Підвищений рівень мікронапружень є характерним для НМ, одержаних методами ІПД [59].

Росте число робіт по теоретичному опису міжкристалітних границь в НМ. Ці роботи ґрунтуються на дислокаційних уявленнях і в них передбачаються різні фізичні моделі границь: модель нерівноважних границь з далекодіючими полями напружень [59, 68]; моделі, що припускають зародження дислокацій від вершин областей зернограничного прослизання і еволюцію просторової сітки дислокацій [69-70]; уявлення про роль дисклінацій в релаксаційних і деформаційних процесах [69]; модель, заснована на квазіперіодичних нахилених границях [69] і ін.

Із зменшенням розміру зерна від 1 мкм до 2 нм об'ємна частка міжзеренної речовини збільшується до 88%. Об'ємні долі міжзеренної і внутризеренної (досконалої) компоненти рівні при розмірі зерна близько 5 нм. Об'ємна частка потрібних стиків значно зростає при розмірах зерен

менше 10 нм [65]. У ряді випадків при зменшенні розміру зерна спостерігається зміна міжатомних відстаней в кристалічній решітці. Проте чіткої закономірності тут не спостерігається [59].

Основні особливості структури наноматеріалів, одержаних високоенергетичними методами обробки: малий розмір зерен, відповідно, велика об'ємна частка границь, приграничних областей і потрійних стиків нанозерен; висококутові розорієнтування сусідніх зерен (наявність висококутових границь); специфічна дефектна структура границь зерен, що асоціюється з високим рівнем внутрішніх напружень, високою щільністю зернограничних дислокацій і значними мікроспотвореннями кристалічної решітки в приграничних областях.

Властивості наноматеріалів

Надзвичайні властивості наноматеріалів є слідством їх атомної будови: звичайні фізичні постійні стають змінними величинами, фізико-хімічні процеси набувають специфічного характеру [1]. У НМ кількість речовини в границях може бути порівнянна з кількістю речовини в зернах. Це визначає значний внесок міжзеренної речовини в ряд найважливіших властивостей. Хімічний і фазовий склад, форма, розміри і інші характеристики кристалітів і границь розділу впливають на властивості матеріалів.

Відомо, що розмір структурних елементів робить вплив на фізичні властивості матеріалів. При зменшенні розміру зерен до нанометрового спостерігається істотне збільшення коефіцієнтів дифузії, розчинності, зниження температури фазових переходів, зокрема, температури плавлення; підвищення твердості і міцності, в'язкості руйнування, зносостійкості і працездатності при циклічних навантаженнях; прояв надпластичності при низьких температурах, зміна магнітних, електричних і оптичних властивостей [1, 56, 57, 71].

Слід відмітити, що фізичні властивості НМ визначаються не тільки розміром елемента структури, але і граничними умовами, в яких даний

елемент знаходиться. Велику роль тут відіграє структура границь, а також внутрішні напруження, що обумовлені впливом сусідніх зерен.

Формування нанокристалічних структур дозволяє одержувати конструкційні матеріали з унікально високими властивостями. Наприклад, їх мікротвердість в 2-7 разів вище, ніж твердість грубозернистих аналогів, причому це не залежить від методу отримання матеріалу [73]. Міцність нанокристалічних матеріалів при розтягуванні в 1, 5-2 рази вище, ніж у крупнозернистих аналогів (ця проблема вимагає подальшого вивчення). Проте у ряді робіт спостерігали падіння твердості із зменшенням розміру зерна нижче за деякий критичний розмір, що, найімовірніше, пов'язано із збільшенням частки потрійних стиків границь зерен [65]. Для великих зерен зростання міцності і твердості при зменшенні їх розміру обумовлено введенням додаткових границь зерен, які є перешкодами для руху дислокацій. При малих нанорозмірних зернах зростання міцності відбувається завдяки низькій щільності наявних дислокацій і труднощі утворення нових. В окремих випадках низька пластичність нанокристалічних матеріалів викликається, мабуть, складністю утворення, розмноження і руху дислокацій, а також наявністю пір, мікротріщин і включень в цих матеріалах.

Для всіх наноматеріалів (так само як і для малих частинок) має місце збільшення теплоємності із зменшенням розміру зерна, але найбільший її приріст спостерігається для наноматеріалів, одержаних пресуванням порошків. Коефіцієнт об'ємного термічного розширення збільшується із зменшенням розміру зерна. Коефіцієнт граничної дифузії в наноматеріалах значно вищий, ніж в грубозернистих, що дозволяє їх легувати нерозчинними або слабозрозчинними за звичайних умов елементами за рахунок розвиненішої зеренної структури [72].

Особливості механічних властивостей наноматеріалів

Механічні властивості наноструктурних матеріалів (НМ) є предметом інтенсивних досліджень. В даний час накопичений обширний експериментальний матеріал про вплив наноструктурного стану на властивості матеріалів, зокрема на механічні характеристики. Дані ряду робіт [1, 56, 57] підтверджують, що метали при переході в нанокристалічний структурний стан змінюють свої механічні та фізичні властивості. Проте, як наголошується в роботах [56, 57], наявні в літературі дані носять неоднозначний характер і вельми суперечливі, що обумовлює відсутність єдиної точки зору про природу впливу розмірного чинника на властивості міцності і пружно-пластичні характеристики матеріалів, зокрема металевих. Наприклад, в роботах [74, 75] виявлено втрата міцності при зменшенні зерен до нанорозмірних, тоді як у ряді інших робіт [76, 77] в цьому випадку спостерігали зміцнення, хоча нахил кривих був менший в порівнянні із законом Холла-Петча. Звичайно співвідношення Холла-Петча виконується для значної частини досліджених нанокристалів до певного критичного розміру зерна d_c , а при нижчих його значеннях спостерігаються зворотні ефекти – знеміцнення при зменшенні розміру зерна. В літературі опубліковані різні абсолютні значення критичного розміру зерна, що викликають відхилення від звичайних співвідношень між структурою і механічними властивостями [56-58, 74]. Критичний розмір зерна змінюється від 5 до 500 нм залежно від очікуваної ширини границь зерен. При зменшенні зерна до субмікронних розмірів коефіцієнт k_y в рівнянні Холла-Петча зменшується і його значення стають навіть негативними при зменшенні зерен до нанорозмірних [74, 75, 59]. Відхилення від виконання закону Холла-Петча дослідники пов'язують із зміною механізму пластичної деформації в наноматеріалах в порівнянні з полікристалічними [59, 78].

Вважається, що при розмірі зерна менше 5 нм можна очікувати значного зниження пружних характеристик матеріалу. Проте в деяких роботах

спостерігалось зниження модуля пружності і при більшому розмірі зерна [56, 57]. У той же час, за даними більшості робіт при розмірі зерна 5–100 нм модуль Юнга E не змінюється [56, 57, 69]. У роботі [79] показано, що зниження значення модуля Юнга E для міді, одержаної в ультрадисперсному стані способом ІПД, пов'язано не із зменшенням розміру зерна, а з виникненням кристалографічної текстури деформації.

У роботі [49] було висловлено припущення про те, що при подрібненні елементів структури матеріалу до нано- і субмікророзмірів методами ІПД створюється підвищені внутрішні напруження, вплив яких викликаючи нелінійність пружних властивостей може приводити до зміни ефективних пружних констант. При цьому присутність решіточних дислокацій може зменшувати ефективні пружні модулі. Крім того, модулі границь зерен можуть бути іншими, чим в тілі зерна, що також вносить вклад до зменшення ефективних модулів всього матеріалу в цілому. Таким чином, вважається, що зменшення модуля пружності для зернограничної області в нанокристалічному матеріалі імовірно пов'язано з нерівноважним станом границь нанозерен.

Властивості НМ в значній мірі залежать як від розмірів їх структурних складових, так і від стану границь зерен. Залежно від способу отримання може формуватися зеренна структура з різним ступенем структурної неоднорідності, спектром розорієнтування, дефектністю і хімічним складом границь зерен. У ряді досліджень указується, що визначальну роль в аномальній механічній поведінці нано- і субмікророзмірних матеріалів грають границі зерен, приграничні об'єми і потрійні стики, об'ємна частка яких зростає у міру зменшення розміру зерна [56, 57, 65]. Особливо це стосується наноструктур деформаційного походження, одержаних методами ІПД, в яких формується дефектна структура границь зерен, що асоціюється з високим рівнем внутрішньої пружної деформації, підвищеною щільністю зернограничних дислокацій і значними мікрспотвореннями кристалічної

решітки в приграничних областях [59, 64, 65]. У роботі [75] підкреслюється, що стан границь зерен грає головну роль в механічній поведінці НМ.

Не дивлячись на велику кількість робіт присвячених впливу наноструктурного стану на пружні властивості, твердість, границю текучості, пластичність, питання залишається не до кінця вивченим. Таким чином, з аналізу літературних даних про вплив розмірного фактора на характеристики міцності, пружності і пластичні наноструктурних матеріалів витікає, що їх пояснення знаходиться у стадії обговорення.

Як впливає з аналізу експериментальних і теоретичних даних, приведених в літературі, структурні особливості і механічні властивості наноматеріалів істотно залежать від складу і методу отримання. Важливе місце серед нових матеріалів займають матеріали, одержані при високоенергетичних діях. У цих матеріалах, що формуються переважно в нерівноважних умовах, відбувається специфічна самоорганізація структури. Легуванням, вибором методів обробки, високоенергетичною дією можливо створення і зміна нерівноважних умов протікання фізико-хімічних процесів для найбільш ефективного обміну енергією і речовиною, як в межах самої системи, так і з навколишнім середовищем з метою надання матеріалу відповідних фізико-хімічних і механічних характеристик.

1.5 Досвід застосування наноматеріалів у зварюванні та наплавленні

У роботі [79] вивчений вплив наночастинок карбіду ніобію на структуру і властивості зварних швів нікелевих сплавів, виконаних електронно-променевим зварюванням. Легування металу шва наночастинами карбіду ніобію здійснювали шляхом введення в зварювальну ванну композитної наноструктурованої фольги системи Ni - NbC, отриманою методом електронно-променевого випаровування у вакуумі компонентів з подальшим спільним осадженням їх парових потоків на підкладку.

Використання тонкої композиційної фольги, що складається з компонентів нанорозмірного масштабу, в якості присадного зварювального матеріалу при зварюванні плавленням, або перехідного елементу при зварюванні тиском дало позитивні результати [80].

Така фольга, отримана спільною конденсацією з парової фази різних компонентів, що містять наночастинки, і забезпечує активізацію дифузійних процесів під час зварювання [81-84].

При зварюванні чистого нікелю без застосування присадної нано фольги в зоні з'єднання формувалася структура із слабо вираженою спрямованістю первинних кристалітів до поверхні зварного шва (рис. 1.9, а). Розмір поперечного перерізу кристалітів складав 80–200 мкм, а їх довжина — 150–500 мкм. Мікроструктура зерен зварного шва однорідна, без явних виділень вторинних фаз (рис. 1.9, а,в,д)

При використанні присадного матеріалу у вигляді фольги Ni-NbC зі змістом NbC близько 6,7 мас. % спостерігається незначне (до 50–120 мкм) зменшення поперечного розміру зерен. При цьому первинні зерна мали більше рівновісну поліедричну форму (рис. 1.9, б,г,е). Присутність нанорозмірних карбідних частинок в зварювальній ванні сприяє подрібненню первинних кристалітів, що формуються на лінії сплаву з основою (рис. 1.18, д,е). Поперечний розмір поліедричних зерен на фронті кристалізації в металі

зменшувався від 150–300 (для шва, отриманого без присадки) до 50–70 мкм, що є позитивним моментом для запобігання формуванню стовпчастої орієнтованої структури первинних кристалітів.

Отримані результати дозволили зробити висновок, що при введенні у ванну присадних матеріалів, що містять тугоплавкі частки карбіду, останні роблять подвійний вплив на структуру металу шва.

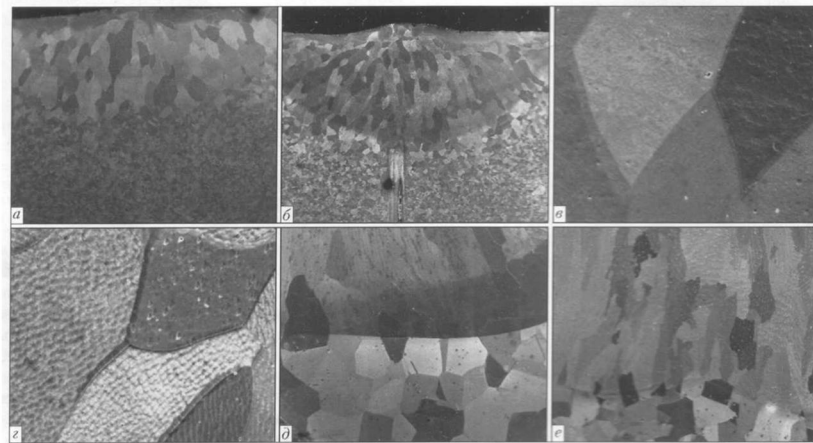


Рисунок 1.9 – Мікроструктури металу зварних швів, виконаних на нікелю без наноструктурованої присадки (а, в, д) і з застосуванням присадкової фольги Ni-6,7 мас. % NbC (б, г) і Ni-20 мас. % NbC (е) [79]

По-перше, вони можуть бути центрами зародження первинних кристалітів, що забезпечує зменшення їх розміру і зміну форми у бік більше рівновісної; по-друге, потрапляючи в тіло зерна, можуть сприяти формуванню комірчастої субструктури первинних зерен завдяки переважному виділенню на границях субзерен структури, що може зробити вплив на механічні властивості зварного з'єднання.

Проведені дослідження впливу вмісту наночастинок NbC на міцнісні властивості зварних швів показали, що у міру збільшення їх масової долі в зварювальній ванні мікротвердість матеріалу в зоні шва зростає від 1200 (для чистого нікелю) до 1865 МПа (при використанні присадки фольги Ni – 35,5 мас. % NbC). При цьому середня короточасна міцність зварних з'єднань,

отриманих з використанням присадної фольги Ni-NbC, збільшується до 343 МПа в порівнянні з міцністю швів (325 МПа), виконаних без застосування присадки, тоді як границя текучості $\sigma_{0,2}$ збільшується в 2 рази (до 248 МПа) в порівнянні з чистим нікелем ($\sigma_{0,2} = 126$ МПа). Таким чином, модифікуюча дія наночастинок карбіду ніобію на структуру зварних швів в цілому забезпечує підвищення короточасної міцності зварних з'єднань в стані після зварювання при невеликому зниженні в'язкості з'єднань.

В роботі [54] розглянуті різні способи введення невеликої (до 0,2 мас.%) кількості нанорозмірних частинок карбідів вольфраму в метал, наплавлений з використанням електродугового і електрошлакового процесів. Відмічається, що подрібнення структурних складових наплавленого металу може бути досягнуте, наприклад, введенням в зварювальні матеріали або безпосередньо в зварювальну ванну великої (20 мас.%) кількості макро- і мікрочастинок тугоплавких з'єднань, проте такий спосіб диспергування структури впливає на міцність, пластичність, твердість, зносостійкість і інші властивості металу [85,51,52].

Введення в розплав нанодисперсних металевих і неметалічних порошків, властивості яких істотно відрізняються від властивостей макро- і мікропорошків того ж хімічного складу, сприяє модифікуванню металу і викликає перерозподіл шкідливих домішок між межами і об'ємом зерен. Розмір зерен при цьому зменшується, що приводить до підвищення границі текучості і міцності, збільшення пластичності і деформівності сталі, а також до зниження коефіцієнта тертя [86-88].

У зварювальних процесах температура в зоні дії джерела тепла перевищує температуру плавлення багатьох тугоплавких нанодисперсних з'єднань, що викликає їх дисоціацію і подальше розчинення продуктів в розплаві зварювальної ванни. У зв'язку з цим, під час дослідження впливу нанодисперсних добавок на властивості металів особлива увага приділялася монокарбіду WC, що має високу термічну стабільність, високе значення

модуля пружності і нижчий в порівнянні з карбідами інших металів коефіцієнт термічного розширення [89-92].

У роботі [93] досліджений вплив добавок невеликої (до 0,2 мас.%) кількості нанодисперсного порошку карбіду на структуру наплавленого металу. Як нанодисперсний компонент використовували порошок карбіду вольфраму WC, отриманий за розробленою в ІМЕТ РАН плазмохімічною технологією при відновленні триоксиду вольфраму в потоці плазми електродуги плазмотрона, що містить водень [94, 95] із отриманням нанорозмірної багатокомпонентної композиції системи W-C і її подальшою термохімічною обробкою [96]. Порошок має питому поверхню $7 \text{ м}^2/\text{г}$ і складається з частинок монокарбіду вольфраму WC розміром менше 0,1 мкм.

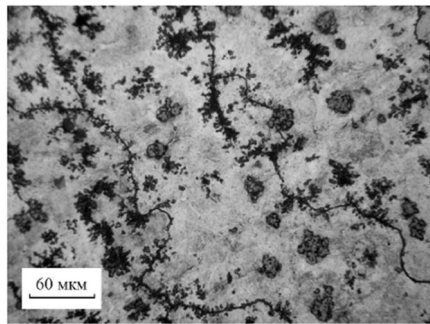
Матеріалом, що транспортує нанодисперсний порошок, служив порошок нікелю (99,9% Ni) з розміром частинок 50–80 мкм, в який при спільній обробці в планетарному млині упроводжували карбід вольфраму. В результаті отримували нікелеві гранули, в яких містилося близько 30 мас.% нанокарбідів.

Нікелекарбідні гранули вводили в порошковий дріт, оболонку якого виготовляли з нікелю марки НП-2. Суміш таких гранул з калій-натрієвим рідким склом наносили тонким шаром на покриття електродів рутилового типу марки ОК 43.32. призначених для зварювання низьковуглецевих сталей (ESAB Group Ltd, UK) і основного типу UTP 67S, що використовуються для наплавлення зносостійкого сплаву UTP Sweissmaterial GmbH. Використання цих електродів забезпечують наплавлений метал на основі заліза з вмістом домішок (мас.%): C – 0,07; Si – 0,4; Mn – 0,5 і C – 0,5; Cr – 9,0; Si – 3,0; Mn – 0,5, останнє – домішки. Також наносили покриття, що містить нікелекарбідні гранули на поверхню стрижнів діаметром 2 мм, виготовлених з дроту марки Св-06Х19Н9Т. Експериментальні наплавлення вироблялися на підкладки із сталі 20.

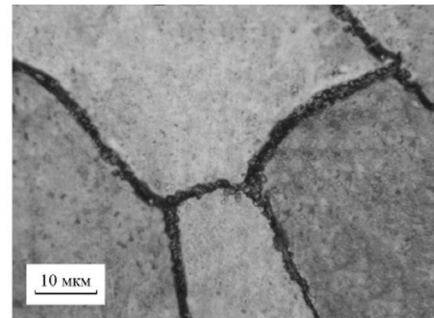
Досліджувалися процеси дугового наплавлення покритими електродами з формуванням одношарового валика, дугового наплавлення в

гелії неплавким електродом з подачею порошкового дроту і стрижнів з покриттям в низькотемпературну частину зварювальної ванни, а також електрошлакового наплавлення з використанням флюсу АНФ-6 і експериментального порошкового дроту, який застосовували у вигляді плавкого електроду або як присадний електронейтральний матеріал.

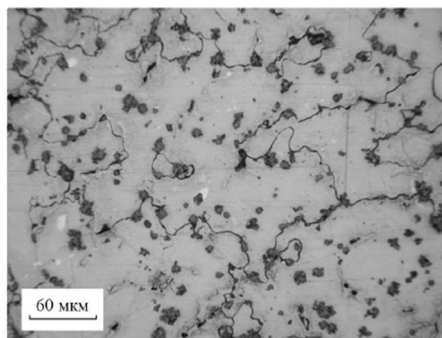
Наплавлений метал, отриманий електрошлаковим наплавленням електродним і присадним дротом, характеризується грубозернистою структурою γ – нікелевого твердого розчину, в якому рівномірно розподілені нікелеві гранули, що оплавилися, з розміром 30–50 мкм (рис. 1.10,а,б). У твердому розчині є багаточисельні дисперсні (1–2 мкм) виділення вторинних карбідів WC і W_2C . а також невелика кількість карбідної евтектики $WC + W_2C$ на границях зерен (рис. 1.10,в,г).



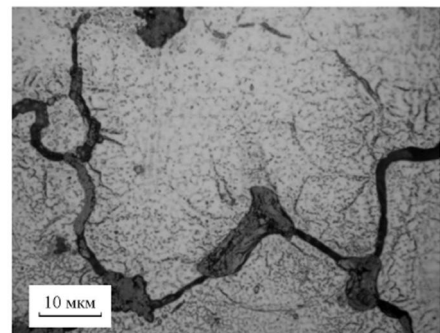
а



б



в



г

Рисунок 1.10 – Вихідна структура металу, наплавленого ЕШН порошковим дротом (а – $\times 200$, б – $\times 1000$) і тим же дротом, але з шихтою, що містить нанокарбіди вольфраму (в – $\times 200$, г – $\times 1000$) [79]

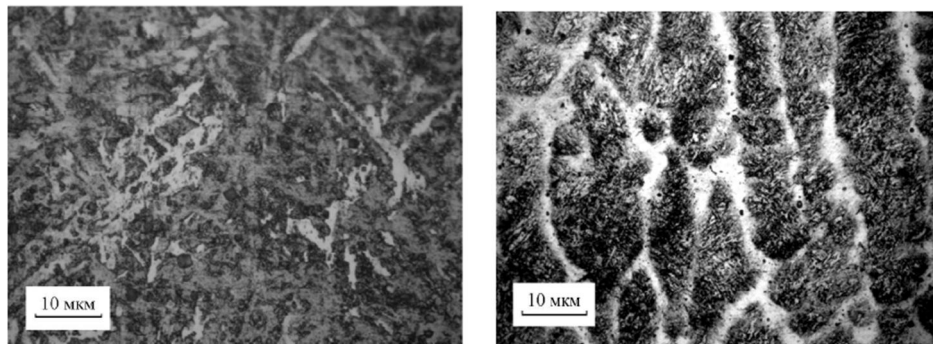
Така морфологія карбідних виділень сприяє формуванню композитної структури металу.

Структура металу, наплавленого покритими електродами марки ОК 43.32. у вихідному стані є ферито-перлітною сумішшю (рис. 1.11,а).

Введення нікелю і нанокарбідів вольфраму приводить до трансформації структури металу в модифікований субдисперсний твердий розчин на основі α -Fe із залишковим аустенітом, розташованим на границях зерен (рис. 1.11,б).

Кількість неметалічних включень, які раніше мали довільні контури і були нерівномірно розподілені в металі (рис. 1.12 а), скоротилася на 15-20%. Включення, що залишилися, розподілені більш рівномірно і мають глобулярну форму (рис. 1.12, б).

Така структура металу повинна сприяти підвищенню його пластичних властивостей в умовах низьких температур і циклічного вантаження.



а

б

Рисунок 1.11 – Вихідна структура металу, наплавленого електродом ОК 43.32 (а, $\times 1000$) і тим же електродом з покриттям, що містить нанокарбіди (б, $\times 1000$) [79]

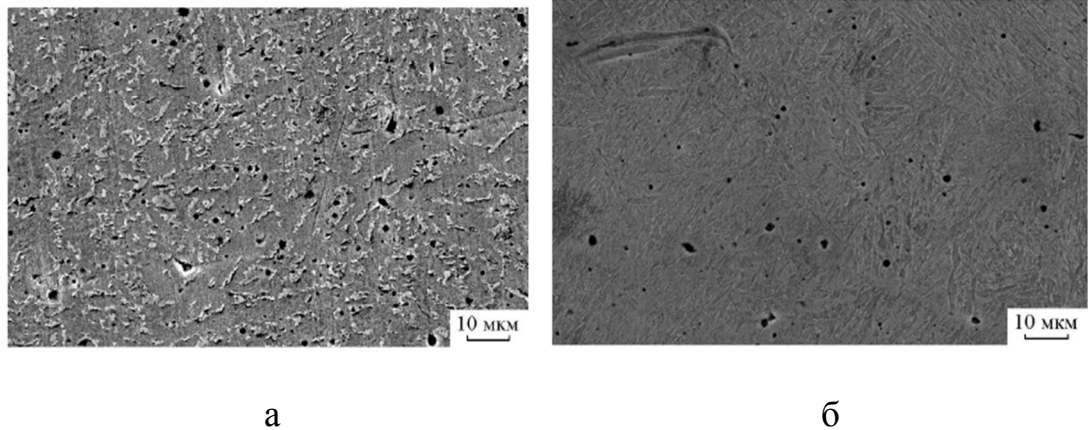


Рисунок 1.12 – Неметалічні включення в металі, наплавленому електродом ОК 43.32 без нанопорошку (а) і з порошком карбідів вольфраму в покритті (б):

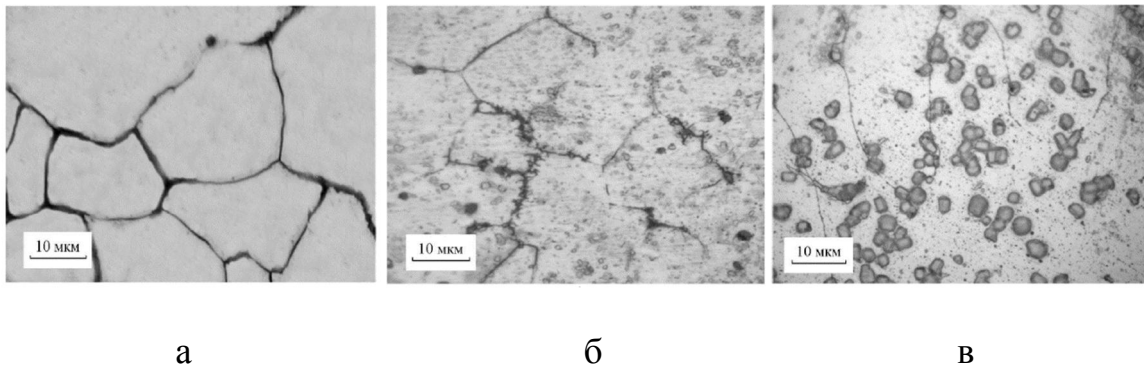


Рисунок 1.13 – Структура металу, наплавленого з використанням дугового процесу в гелії з неплавким електродом і подачею порошкового дроту без нанокарбідів в шихті (а), порошковим дротом з нанокарбідами (б) і подачею стрижня, в покриття якого введені нанокарбіди вольфраму (в) ($\times 1000$) [79]

В результаті дослідження зразків металу, наплавленого в гелії з використанням неплавкого електроду, встановлено, що в разі подачі в реакційну зону зварювання присадного порошкового дроту, а також стрижня з покриттям, структура металу трансформується з початкової (аустенітною) в аустенітно-карбідну. У ній розташовуються крупні оплавлені нікелеві гранули, що містять нанокарбіди вольфраму (рис. 1.13).

Досить дрібні гранули в процесі наплавлення розчиняються з подальшим виділенням з твердого розчину мікрокарбідів вольфраму. Таким чином, формується композиційна структура, дисперсність якої в порівнянні з вихідним станом істотно не змінюється.

Зроблено висновок, що найбільш ефективним способом введення нанодисперсних карбідів вольфраму в розплав зварювальної ванни є розміщення карбідів в тонкому поверхневому шарі покриття зварювальних електродів.

Встановлено, що в процесі зварювання низьковуглецевими електродами з рутиловим типом покриття, нанодисперсні карбіди вольфраму, минувши високотемпературну (до 8000°C) область реакційної зони і не розчиняючись в розплаві зварювальної ванни, переходять в наплавлений метал, що приводить до його модифікування.

У роботі [97] досліджували вплив нанодисперсного порошку $\text{TiCN}+\text{Cu}$ на якість зварних з'єднань з листової сталі 20, отриманих методом лазерного зварювання. Зварювання проводилось на автоматичному лазерному технологічному комплексі «Сибір-2» виробництва Інституту теоретичної і прикладної механіки СО РАН. Товщина зварюваних пластин складала 3 мм.

Структура зварного шва, отриманого за допомогою лазерного променя, має грубу будову з крупними кристалами (довжина пластин досягає 600 мкм), витягнутими у напрямі відведення тепла. Внаслідок додавання інокулятора, довжина кристалів зменшується до 300–400 мкм (рис. 1.14).

Вимір мікротвердості зварного шва і ЗТВ показує, що застосування інокулянта приводить до згладжування стрибків мікротвердості, які спостерігаються при лазерному зварюванні. Цей факт вказує на підвищення однорідності структури в результаті додавання інокулятора.

За результатами досліджень зроблено висновок про те, що добавка інокулянта типу $\text{TiCN}+\text{Cu}$ сприятливо відбивається на однорідності структури зварного шва. В той же час, необхідно вирішити проблеми по усуненню пористості, викликаній використанням вказаного вище нанопорошку.

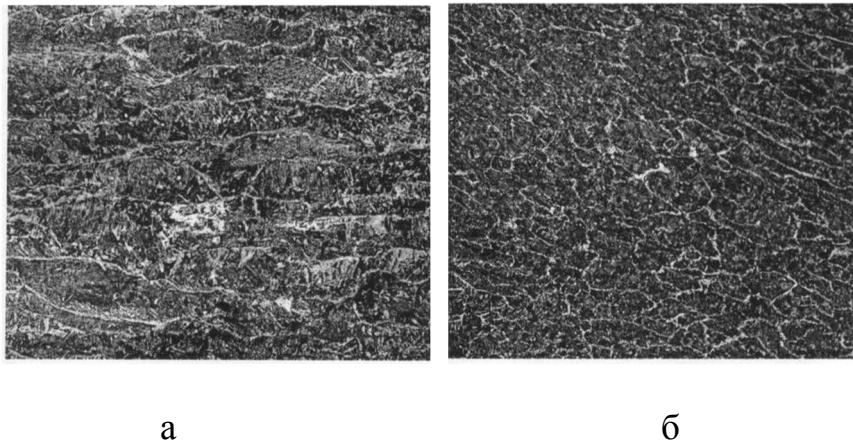


Рисунок 1.14 – Структура шва після лазерного зварювання (а) і з застосуванням інокулятора TiCN+Cu (б) [95]

У роботі [98] наведено аналіз і розглянутий пошук методів використання наночастинок в процесі модифікування зварних з'єднань великогабаритних конструкцій, виконаних автоматичним зварюванням під шаром флюсу. Запропонована модель модифікуючого наноконкомплексу, до складу якого входять нанодисперсні порошкові добавки тугоплавких з'єднань. Досліджені методи отримання модифікуючих наноконкомплексів на установках механічного змішування (циліндричний змішувач, планетарний млин). Проте особливості термічних умов в зоні зварювання (температура стовпа дуги перевищує 6000°C) призводять до зниження активності модифікаторів.

Для підвищення їх ефективності уперше [99] було запропоновано вводити в зварювальну ванну модифікатори в суміші з охолоджувальним порошком, близьким за складом до зварюваного металу.

Наприклад, при зварюванні титанового сплаву ОТ4-1 обробка ванни порошковою сумішшю (0,3 % частинки цирконію розміром 0,1 мм, решта - титановий порошок розміром 0,6мм) дозволила приблизно в 2 рази зменшити розмір зерна в шві [100].

Таким чином, з наведеного огляду можна дійти висновків, що наявний досвід застосування нано компонентів при різних способах зварювання і

наплавлення незалежно від схем їх введення до зварювальної ванни вказує на перспективність такого підходу для покращення властивостей литого металу.

Мета роботи: провести експериментальне дослідження впливу наноксидів на зносостійкість наплавленого металу при введенні їх у зварювальну ванну в процесі дугового наплавлення для умов сухого тертя металу по металу.

Для досягнення мети роботи потрібно вирішити наступні **завдання**:

- вибрати та обґрунтувати спосіб наплавлення;
- вибрати матеріали для наплавлення;
- вибрати оптимальний склад та вміст наноксидів для досліджень;
- вибрати спосіб введення наноксидів у зварювальну ванну;
- вибрати обладнання для наплавлення;
- вибрати методику випробувань зносостійкості наплавленого покриття в умовах сухому тертя металу по металу;
- оцінити результати досліджень та дати рекомендації щодо застосування наноксидів для наплавлення зносостійких покриттів.

1.6. Висновок

В даному розділі атестаційної магістерської роботи був проведений огляд існуючих систем введення нанорошків в розплавлену масу металу, оброблено масив науково-технічної літератури.

Нанокристалічні матеріали мають ряд ексклюзивних властивостей у порівнянні з матеріалами з традиційним розміром зерен. Вони мають підвищену міцність та високі трибологічні параметри. Працездатність нанокристалічних матеріалів дуже висока завдяки їх підвищеній пластичності в умовах низьких температур. Виходячи з цього, диспергування структури до рівня нанорозмірів має перспективу з точки зору створення нового класу матеріалів з підвищеними експлуатаційними властивостями, та удосконалення технологічних процесів обробки традиційних конструкційних матеріалів.

У практиці досліджень зносостійкості матеріалів накопичений великий обсяг інформацію про визначення залежності твердість – зносостійкість. Деякі з результати показані графічним образом. (рис 1.3 -1 .4).

Вивчення впливу структури на зносостійкість сталей в умовах абразивного тертя показали, що мінімальну зносостійкість має ферит, потім перліт та продукти розпаду мартенситу – сорбіт, тростит, бейніт. Однак їх практичне застосування для підвищення зносостійкості, в умовах абразивного зношування, не рекомендується – їх твердість низька. Структурою, здатною виконувати роль матриці сплаву, є залишковий метастабільний аустеніт, що зазнає $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення з прошарком мартенситу деформації мікротвердістю $H_{50} = 8-9$ ГПа. Для забезпечення високої зносостійкості сплав повинен містити 50-80% зміцнюючої фази, розташованої в аустенітно – мартенситній матриці при співвідношенні $M/A=80/20 \dots 60/40$.

Таким чином, з усіх структур залізовуглецевих сплавів максимальну зносостійкість в умовах абразивного тертя має залишковий аустеніт, незважаючи на свою невисоку вихідну твердість, що значно нижче твердості як мартенситу, так і цементиту

Аналіз літератури вказує на перспективність застосування нанопорошків в наплавленому металу. Більш детально для наплавлення це висвітлено у роботі Зернина Е.А (30), стосовно зварювання потрібні ще дослід.

Розділ 2. ОБЛАДНАННЯ, МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИКИ ДОСЛІДЖЕНЬ

2.1 Обладнання для наплавлення

При проведенні досліджень використовували базове обладнання для наплавлення: автомат АД-231 типу АДФ1204 з джерелом живлення КИУ – 1201 та напіваавтомат КП-004УЗ з джерелом живлення КИГ-401.

Автомат АД-231 типу АДФ1204 УХЛ4 (рис. 2.1) для дугового наплавлення суцільними і порошковими дротами постійному струмі призначений для виконання широкого кола наплавочних робіт на тілах обертання, а також плоских деталей і виробів складної форми.

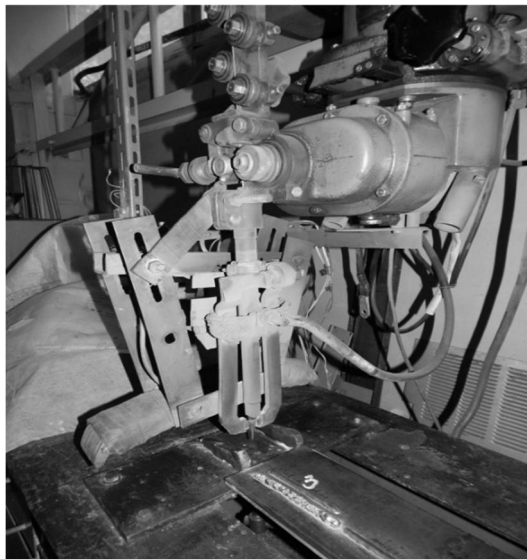


Рисунок 2.1 – Автомат АД-231 налаштований на наплавлення порошковим дротом

АД-231 складається з:

- автомата, який встановлюється на спеціальний стенд;
- пульта;
- шафи управління;
- джерела живлення.

Основними параметрами режиму наплавлення, які повинні бути підібрані на автоматі, є:

- струм;
- швидкість подачі електродного дроту;

- діаметр електродного дроту;
- виліт електроду; напруга дуги.

Режим наплавлення підбирається в залежності від:

- розмірів деталі;
- товщини наплавленого шару.

З метою полегшення та покращення процесу внесення нанокomпонентів у наплавлений валик, зменшення впливу людського фактору на процес наплавлення, в процесі роботи було вдосконалено наявне обладнання.

До автомату АД-231, який виконував функцію каретки переміщення для пальника напівавтомата КП-004УЗ, було прилаштовано кріплення

Кріплення забезпечує стійке розташування пальника, незмінний виліт електродного дроту, стабільний кут нахилу пальника відносно поверхні виробу, виключає перегинання та перекручування (рис. 2.2).

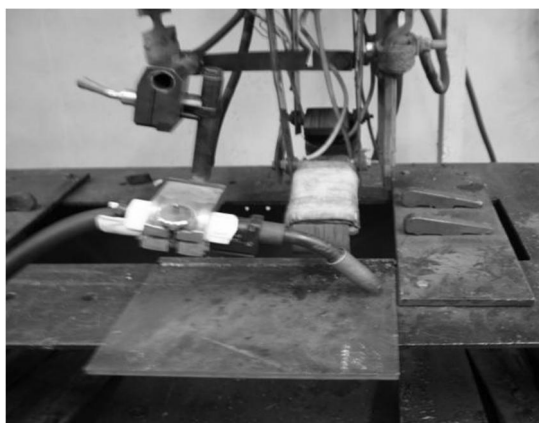


Рисунок 2.2 – АД-231 зі зварювальним пальником від напівавтомата
КП-004УЗ

2.2 Вибір складу та схем введення наноксидів у зварювальну ванну при наплавленні

У досліджах використовували дві схеми введення наноксидів в зварювальну ванну та об'ємні співвідношення наноксидів, встановлені раніше стосовно зварювання низьколегованих сталей, з перерахунком їх масової частки до обсягу зварювальної ванни.

За першою схемою наноконпоненти вводили в зварювальну ванну у вигляді лігатури після пресування і спікання гомогенної суміші порошків заліза фракцією 40 мкм і нанорозмірних порошків оксиду алюмінію та оксиду титана (27-41нм) із заданим об'ємним співвідношенням. Суміш спікалась у формі стрижня діаметром 3мм та довжиною 60мм.

Для реалізації першої схеми на пластині з матеріалу СтЗсп товщиною 5 мм попередньо готували фрезеруванням пази розміром 3х3мм. Кожен стрижень за вмістом і складом розміщували послідовно один за одним у пазі, що забезпечує їх однакові умови розплавлення за 1 прохід (рис. 2.3).

Зовнішній вигляд пластини після наплавлення показано на рис. 2.4.

За першою схемою вводили тільки наноксиди.

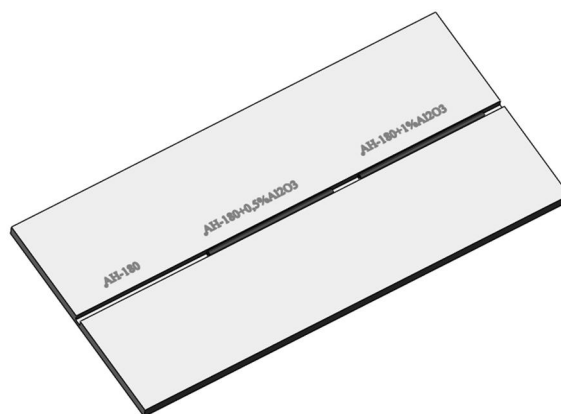


Рисунок 2.3 – Введення наноконпонентів через лігатуру



Рисунок 2.4 – Зовнішній вигляд пластини після наплавлення

За другою схемою приготовані в заданих об'ємних співвідношеннях суміші після їх обробки в планетарному млині, або нанопорошок, щоб уникнути розсіювання попередньо змішували з ґрунтовкою ГФ-021 і наносили тонким шаром по ширині валика на довжину наплавлення, яка складала 60мм. Суміш ґрунтовки була різної консистенції – рідка та густа. Для реалізації такої схеми брали певну кількість ґрунтовки та розраховану об'ємну концентрацію наноксидів(Al_2O_3 , TiO_2 та SiO_2), ретельно змішували та обережно шпателем наносили на поверхню наплавлення на ширину валика як показано на рис. 2.6. Потім давали підсохнути ґрунтовці на деякий час для уникнення появи пор під час наплавлення.

За другою схемою вводили, як наноксиди, так і вуглецеве волокно. Товщина пластини складала 10 мм.

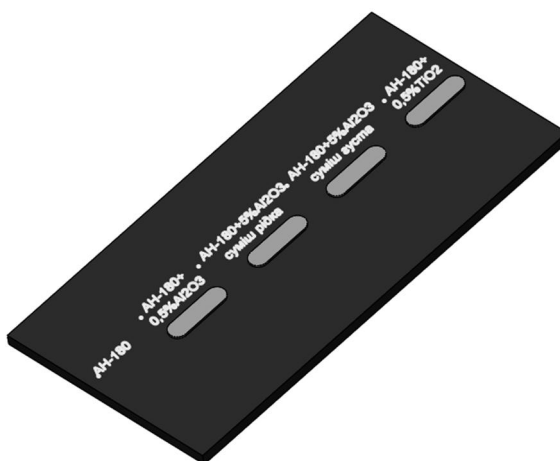


Рисунок 2.5 – Нанесена ґрунтовка з наноконпонентами на поверхню наплавлення на ширину валика

За час проведення експериментів було проведено п'ять серій наплавлення, які між собою відрізнялись обладнанням, що використовувалось для наплавлення, режимами, матеріалами для наплавлення, схемою вводу.

Режими серій наплавлення наведено в табл. 2.2, склад нанодобавок і опис наплавлення наведено в табл. 2.1

Таблиця 2.1 – Режими наплавлення

№ серії	I, А	U, В	V, м/год	G, л/хв	h, мм	напрямок
1	250	30	18.08	-	25	-
2	200	20	11	7.5	20	Кутом вперед
3	250	30	18.08	-	25	-
4	225	32	18.08	-	20	-
5	250	30	16	-	18	-

Таблиця 2.2 – Склад нанодобавок і опис наплавлення

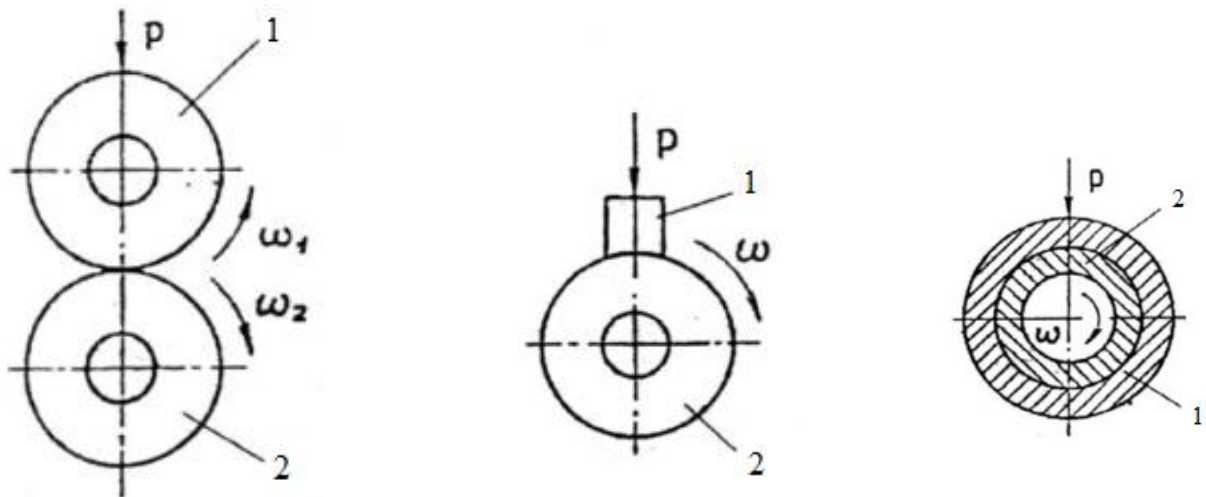
№ серії	№ зразка	Схема вводу нано-компонентів	Матеріал наплавлення	Склад порошкової суміші	Концентрації компонентів у суміші	Масова частка наноконпонентів у ванні
1	1	Через спечений стрижень	АН-180	—	—	
	3			Fe+Al ₂ O ₃	99%+1%	0,008%
	4			Fe+Al ₂ O ₃	99.5+0.5%	0,004%
2	11	Через спечений стрижень	ПП-Нп-40Х13	—	—	
	13			Fe+Al ₂ O ₃	99%+1%	0,008%
	14			Fe+Al ₂ O ₃	99.5%+0.5%	0,004%
	15			Fe+TiO ₂	99%+1%	0,01%
	16			Fe+ TiO ₂	99.5%+0.5%	0,005%

3	21	Через порошки скріплені грунтовкою	АН-180	–	–	
	22			Fe+Al ₂ O ₃	99.5+0.5%	0,004%
	23			Fe+Al ₂ O ₃	95%+5%	0,04%
	24			Fe+TiO ₂	99.5%+0.5%	0,005%
4	32	Через порошки скріплені грунтовкою	25ХГ2С	–	–	
	33			Al ₂ O ₃	100%	0.4%
	34			TiO ₂	100%	0.3%
	35			SiO ₂	100%	0.7%
5	41	Через порошки скріплені грунтовкою	ПП-Нп-40Х13	–	–	
	42			Fe+Al ₂ O ₃	99.5%+0.5%	0,004%
	43			Fe+TiO ₂	99.5%+0.5%	0,005%
	45			Fe+ SiO ₂	55%+45%	0,05%
	46			Fe+ SiO ₂	90%+10%	0,004%
	47			Al ₂ O ₃	100%	0,06%
	48			TiO ₂	100%	0,06%
	49			SiO ₂	100%	0,06%
	410			Al ₂ O ₃	100%	0,6%
	411			TiO ₂	100%	0,6%
	412			SiO ₂	100%	0,3%

2.3 Методики випробувань на зношування

2.3.1 Випробування на зношування при терті металу по металу

Випробування наплавлених шарів та покриттів на основі самофлюсівних порошків ПС12-НВК-01, ПГ-СР2 з додаванням нанодисперсних сполук оксидів проводилися на машині тертя СМЦ-2, яка призначена для випробування матеріалів на зношування і визначення їх фрикційних властивостей в умовах тертя ковзання і тертя кочення при нормальних температурах для модельних трибосистем схема яких представлена на рис. 2.6: диск-диск, диск-колодка, втулка-вал.



а - диск-диск

б - диск-колодка

в - втулка-вал

1 – зразок; 2 – контртіло

Рисунок 2.6 - Модельні трибосистеми СМЦ-2

Для вимірювання крутного моменту на машині використовують безконтактний індуктивний датчик. Для проведення випробувань елементів модельних систем диск-диск і диск-колодка в рідких середовищах передбачено використання спеціальних камер. Загальний вид машини показано на рис. 2.7.



Рисунок 2.7 – Машина тертя СМЦ-2

Пару тертя диск-диск використовують для моделювання роботи систем з лінійним контактом елементів, таких як колесо-рейка (наприклад кранові ходові колеса, що переміщаються по рейці) або зубчасте зачеплення. При взаємному обкатуванні взаємодіючих дисків з деяким проковзуванням в зоні їх контакту виникають умови навантаження матеріалу, відповідні навантаженню матеріалу зубчастого колеса в будь-якій точці лінії контакту (зачеплення).

Пара тертя диск-колодка використовується для моделювання роботи систем сухого і граничного тертя (гальмівні колодки та ін.). При використанні модельної трибосистеми втулка-вал можливо дослідження гідродинамічної опори тертя.

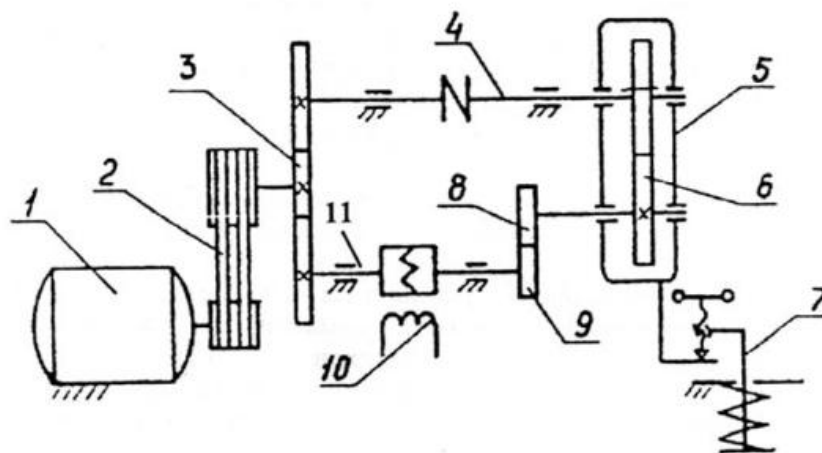
Машина тертя укомплектована пристосуванням для градуювання його силових систем. Для проведення випробувань елементів модельних систем диск-диск і диск-колодка в рідких середовищах передбачено використання спеціальних камер.

Кінематична схема машини тертя представлена на рис. 2.8. Обертання зразка 8 та контртіла 9 відбувається від електродвигуна 1 за допомогою клинопасової передачі 2 і шестерень 3. Клинопасова передача зі змінними шківками, дозволяє проводити випробування при малих навантаженнях на зразок.

В каретці 5, що повертається навколо осі валу 4, розташовані змінні шестерні 6, що працюють в масляній ванні, для приводу зразка. Передаточне відношення цих шестерень визначає ступінь проковзування зразка і контртіла при випробуваннях на тертя кочення з проковзуванням.

Момент тертя вимірюється безконтактним індуктивним датчиком 10 по скручуванню торсіонного валу 11, на якому закріплено контртіло. Реєстрацію моменту тертя виконується потенціометром типу КСП-2.

Для вимірювання крутного моменту на машині використовують безконтактний індуктивний датчик, що складається з двох частин: обертового ротора і нерухомого статора. Основною частиною ротора є торсіон. Під час випробування виникає момент тертя, який скручує вал нижнього зразка. Другий кінець валу з'єднаний з торсіоном датчика, який сприймає цей же момент. Під його дією торсіон скручується, а крайні кільця ротора зміщуються відносно середнього кільця в різні боки на рівні кути.



1 – електродвигун; 2 – клинопасова передача зі змінними шківками; 3 – шестерні привода зразка та контртіла; 4 – проміжний вал; 5 – каретка; 6 – змінні шестерні привода зразка; 7 – пристрій навантаження; 8 – зразок; 9 – контртіло; 10 – індукційний датчик моменту тертя; 11 – торсіон

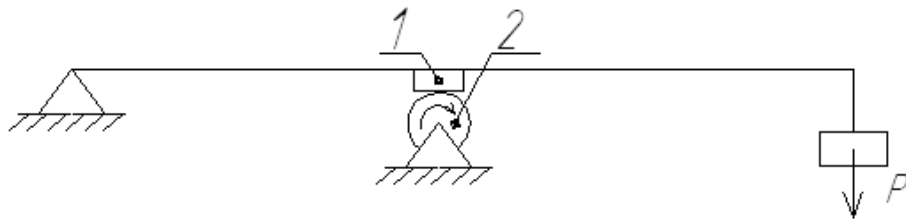
Рисунок 2.8 - Кінематична схема СМЦ-2

При цьому змінюється магнітний потік, отже відбувається зміна електрорушійної сили. Електричні сигнали подаються на потенціометр.

Щоб виключити навантаження на зразки від неврівноважених мас консольно закріпленої каретки на машині є противага, яка розміщується всередині станини машини.

В роботі використовувалась кінематична схема пари тертя «зразок-контртіло», яка представлена на рис. 2.9. Зразок з покриттям нерухомо закріплювався на консольній балці, один кінець якої закріплювався на машині тертя, а на інший навішувались ваги. Таким чином навантаження на зразок становило 55 кН. Часова база випробувань на тертя складала 30 хв, загальний час випробувань складав 2 години.

Як контртіло застосовували загартований сталевий диск твердістю 47 HRC. Зовнішній діаметр диска $D = 40$ мм, внутрішній діаметр (посадочний отвір) $d = 16$ мм, ширина $b = 10$ мм (рис. 2.15). Биття зовнішньої поверхні щодо осі і торцеве биття повинне не перевищувати 0,01 мм. Технічні характеристики машини приведено в табл. 2.3.



1 – зразок, 2 – контртіло

Рисунок 2.9 – Кінематична схема пари тертя.

Таблиця 2.3 – Технічна характеристика СМЦ-2

Найменування параметра	Норма
Частота обертання валу контртіла, об/хв	300, 500, 1000
Коефіцієнт проковзування круглих зразків з однаковими діаметрами, %	0, 10, 15, 20
Максимальний момент тертя, Н·м	15
Діапазон зміни моменту тертя, Н·м	1.5...15
Діапазон вимірювання навантаження, Н	
- диск-диск, зразок-контртіло;	200 - 2000
- вал-втулка	500 - 5000
Потужність, кВА	2.2
Межа допустимої похибки коефіцієнта проковзування	$\pm 5\%$
Межа допустимої похибки числа обертів контртіла	$\pm 10\%$

Випробування покриттів на основі бронзового порошку ПГ-19М з додаванням аеросилу (SiO_2) проводилося на спеціально розробленій машині тертя на основі пристрою для оцінки ефективності зміцнюючих і тонкоплівкових технологій «Эхо-1» (рис.2.10). В основу метода покладена контактна взаємодія (тертя двох схрещених циліндрів) при якому, досліджуваний зразок (індентор) впроваджують при його обертальному русі в контртіло, твердість якого нижче твердості індентора. Пара тертя: нерухомий плоский зразок –досліджуваний, рухливий (контртіло) циліндр діаметром 8 мм - сталь 45. По умовам експериментів значення окружної швидкості контртіла 0,1 м/с, навантаження 10,0 Н.

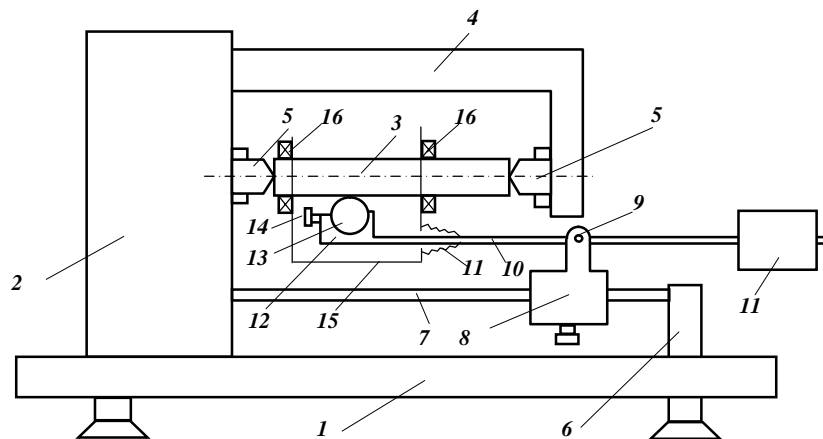


Рисунок 2.10 – Пристрій для оцінки процесу тертя і зношування матеріалів

Таблиця 2.4 – Технічні дані вузла тертя з системою навантаження

Найменування	Значення
Режим роботи	довготривалий
Розміри зразка і контртіла, мм	8×80
Кількість обертів контртіла, що задається дозатором циклу	100, 200...1000
Напруга живлення, В, Гц	220, 50
Споживана потужність, В·А, не більше	15
Габаритні розміри, мм	400×150×140
Діапазон робочого навантаження, кг/см ²	0,01–0,4
Об'єм посудини, л	0,2
Маса, кг, не більше	5

Всі деталі вузла тертя з системою навантаження змонтовані на плиті 1, на який розміщений механізм обертання 2 контртіла 3, з'єднаний із тримачем, виконаним у вигляді консолі 4 із центрами 5, у яких установлено контртіло 3. За допомогою опори 6 крипляться дві паралельні напрямні 7, на яких розміщена каретка 8 з можливістю переміщення уздовж осі контртіла 3. На каретці 8 у підшипниках 9 установлений двоплечій важіль 10, на одному плечі якого розміщений вантаж 11, а на іншому тримач зразка 12, виконаний у вигляді циліндричної обойми вісь якої перпендикулярна осі контртіла 3 і зразок 13. Обойма оснащена затискним гвинтом 14 для фіксації зразка. Для випробування у мастильних або інших середовищах конструкція пристрою має посудину 15, для запобігання витоків рідини передбачаються манжетні ущільнення 16, та спеціальне м'яке гумове ущільнення 17 на важелі 10.

В процесі тертя одержують ряд контактних плям при взаємодії зразка з контртілом. За отриманим даними визначають середню величину діаметра контактної плями (за вимірами у поздовжньому та поперечному напрямках). За розмірами відбитків на зразку та контртілі та за їх співвідношенням визначають зносостійкість нанесеного покриття.

Машина тертя М-22М – лабораторне випробувальне устаткування для дослідження службових характеристик конструкційних матеріалів в умовах сухого і граничного тертя ковзання і змащення.

Принцип роботи машини М-22М полягає у тому, що нерухомий зразок притискається до зразка, який обертається (валу), навантаженням, яке задається. При цьому зразки зношуються, а момент тертя і сумарне лінійне зношування зразків вимірюються і записуються безпосередньо під час випробувань.

Машина тертя вміщує в собі наступні основні вузли:

- Рушій;
- Вузол тертя;
- Механізм навантаження;

- Вузол вимірювання моменту тертя;
- Вузол вимірювання зношування;
- Прилади для записування.

Машина тертя М-22М дозволяє проводити випробування пар тертя при наступних видах контакту:

- Вал - пальчиковий зразок;
- Вал - вкладень;
- Вал - площина;
- Вал - сфера.

Принципова схема роботи вузла тертя (рис. 2.11). Зразок 2, що випробовується, закріплений в каретці 3, який переміщується у кулевидних напрямках, притискається з силою P , що задається, до контртіла 1. Останнє зображає собою знімне кільце (ролик), яке розташовується на валу і обертається разом з ним із заданою швидкістю. Для забезпечення точного і незалежного від швидкості обертання вимірювання моменту тертя станина 8, вал та корпус 5 розділені підчіпником котіння. Навантаження задається важільним пристроєм і тарованою пружиною (на рис. не показані).

Момент тертя реєструється плоскою пружиною 7 та індуктивним датчиком 6, сумарне лінійне зношування – датчиком 4.

Технічні характеристики машини тертя М-22М наведено в табл. 2.5.

Машина розроблена в інституті проблем матеріалознавства АН України.

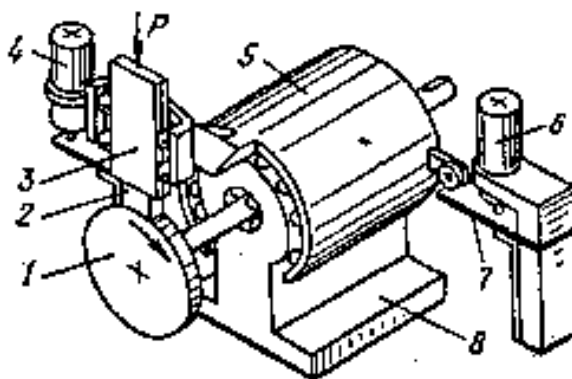
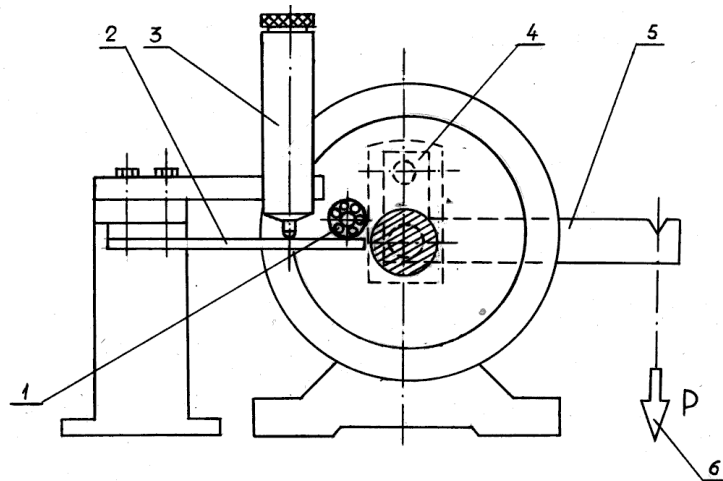


Рисунок 2.11 - Принципова схема вузла тертя машини тертя М-22М

Таблиця 2.5 - Технічні характеристики машини тертя М-22М

Діаметр контргіла, мм	35 ... 50
Ширина колодки, мм	10
Швидкість обертання вала, об/хв	235, 300, 475, 750 940, 1450, 2850
Осьове навантаження, кгс	200

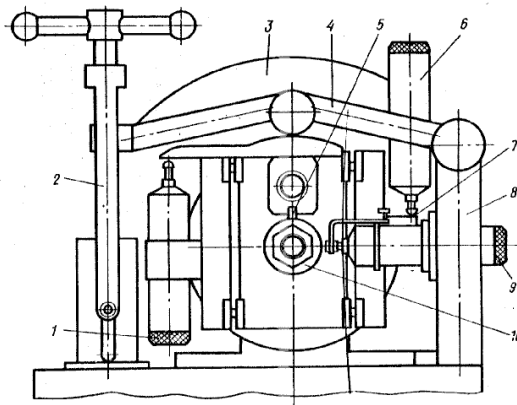
Вузол вимірювання моменту (сили) тертя (рис. 2.12). Вузол складається з плоскої пружини, яка закріплена на кронштейні. Кулькопідчіпник, який встановлено на задньому фланці вузла тертя, деформує цю пружину силою, пропорційною силі тертя. Деформація плоскої пружини вимірюється за допомогою індуктивного датчика БВ-844 і записується приладом БВ-662.



1 - Ролик; 2 - Пружина; 3 - Датчик вимірювання моменту тертя; 4 - Каретка; 5 - Важіль для тарування; 6 - Вантаж (вагою Р).

Рисунок 2.12 - Вузол вимірювання моменту тертя і пристрій для тарування вузла

На рис. 2.13 представлено схему вузла тертя випробувальної машини М-22М.



1 - датчик вимірювання сумарного зношування пари тертя; 2 - механізм навантаження; 3- кожух голівки тертя; 4 - важіль навантаження; 5 - контрзразок (колодочка); 6 - датчик вимірювання сили тертя; 7 - пружина вимірювання сили тертя; 8 - кронштейн важіля навантаження; 9 - датчик вимірювання зношення зразка (ролика); 10- зразок-вал (ролика).

Рисунок 2.13 - Схема тертя вузла машини

У схемі використовуються три індуктивних датчика БВ-844 з електричними самозаписувачами БВ-662.

Для визначення триботехнічних характеристик пари тертя зразок встановлюється в тримачі 5 в парі з контртілом 10. Навантаження задається механізмом навантаження 2. У міру зношування зразка і контртіла стержень датчика 1 опускається донизу, внаслідок чого електричним самозаписувачем фіксується сумарне зношування.

Для випробувань зносостійкості були підготовлені зразки довжиною 20мм і шириною 10мм, які вирізались із пластини з наплавленим металом, після чого шліфувались до отримання заданих розмірів.

Приклад підготовки зразка для випробувань зносостійкості наплавленого металу в умовах сухого тертя металу по металу показано на рис. 2.14.

Для умов сухого тертя металу по металу випробування проводили за схемою диск-колодка (рис. 2.15). В якості контртіла використовували диск 50 мм зі сталі У8 твердістю НВ 400-450. Умови випробувань: тиск на зразок $P = 0.1$ МПа; швидкість тертя $V = 0.8$ м/с; температура випробувань $T = 20^{\circ}\text{C}$; тривалість випробувань - 2.5 години з вимірами через кожні 30 хв.

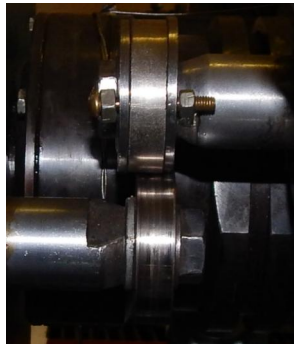


а - після фрезерування

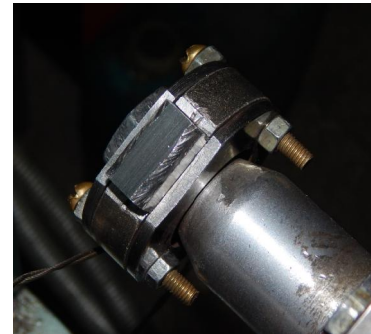


б - після шліфування

Рисунок 2.14 – Стадії підготовки зразків



а - схема диск-колодка



б - закріплений зразок

Рисунок 2.15 – Схема випробувань зносостійкості

Зразки зважували до і після випробувань на лабораторних терезах ВЛР-200 з точністю до 0.001г. Масовий знос визначали як різницю значень маси зразка до і після випробувань.

2.3.2 Випробування на абразивне зношування

Випробування на абразивне спрацьовування проводили на установці ЛКИ-3 за схемою зношування через абразивний прошарок. Основним робочим органом тертя установки ЛКИ-3 (рис. 2.16) є диск 1, який обертається з постійною швидкістю від приводу приладу. Швидкість обертання диску по середньому радіусу тертя складає 30 м/хв. Пристрій для навантаження складається із вантажних підвісок з набором тягарців, важелів 2 з упорами, що

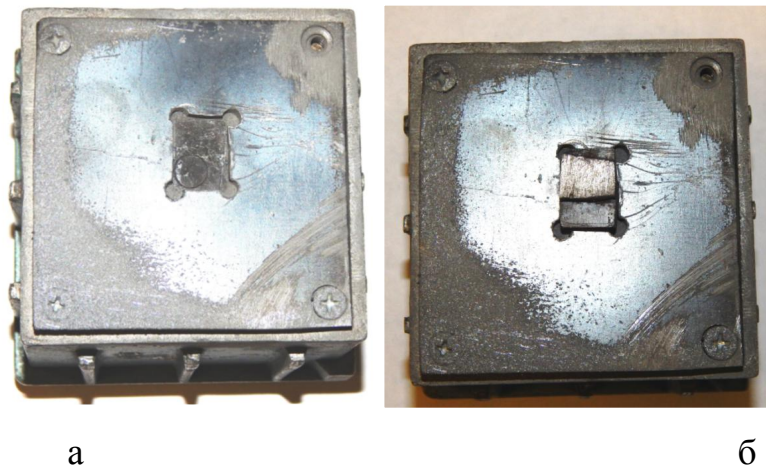
передають навантаження на зразки, які досліджуються. Плiчність важильної системи складає 6,3:1.

Датчик заміру шляху тертя забезпечує зупинку диску після 28 обертiв, що відповідає 30 м шляху тертя по середньому радіусу спрацьовування. Утримувачі зразків 3 складаються із оправи, проставки і вкладишів. Оправа (рис. 2.17) дає можливість обертати зразки на 90° для їх рівномірного спрацьовування. Лічильник реєструє загальне число обертiв диску. Електричні імпульси до нього надходять, від електровимикача, який спрацьовує при кожному обертi диску.



1 – робочий диск; 2 – важілі; 3 – утримувач оправи; 4 – абразив; 5 – оправа.

Рисунок 2.16 – Загальний вид установки ЛКИ-3



а

б

Рисунок 2.17 – Оправа для тримання зразка: а - без зразка; б - з зразком.

В якості абразиву використовували електрокорунд марки 14А зернистістю 0.4-1.0 мм (рис. 2.18). Зразки випробовувались при постійному навантаженні $P=150\text{Н}$ протягом усього шляху тертя, який становив 480 м. Після кожних 30 м зразки повертались на 90° для рівномірного спрацювання і після кожних 120 м зважувались на терезах ВЛР-200 для визначення зміни маси.



Рисунок 2.18 – Електрокорунд марки 14А зернистістю 0.4-1.0 мм(х30)

Електрокорунд нормальний має зерна кутової та слабо окатанної форми який складається головним чином з 95-96% корунда та 3-4% склофази. Переважають зерна з тріщинами усадочного походження неправильної форми з шириною до 200 мкм. Електрокорунд має високу твердість та механічну міцність (табл. 2.6). Руйнування зерен має крихкий характер з утворенням високоабразивних гострогранних частинок. в табл. 2.6 наведено хімічний склад та властивості електрокорунду марки 14А.

Таблиця 2.6 – Хімічний склад та властивості електрокорунду марки 14А

Матеріал	Склад, % по масі				Рушійна сила для зерна Ø 1,3-1,4 мм, Н		Мікротвердість Нц, ГПа
	Al ₂ O ₃	MgO	Fe ₂ O ₃	Інші суміші	сухого	вологого	
Електрокорунд	96,5	1,0	0,5	2,0	133	138	27,4

Зразки зважувались до та після випробувань на точних лабораторних терезах з погрішністю 0.001 г. Масове спрацювання визначали, як різницю значень маси зразка до та після випробувань.

Випробування проводимо таким чином. Вирізаний зразок встановлюємо в роз'єм оправи (рис. 2.17, б), зафіксувавши зразок в оправі встановлюємо оправу в утримач, зажимаємо гвинтами утримувач та встановлюємо вантаж в спеціальні отвори. Вмикаємо установку, послідовно з обертами диска помірно насипаємо абразив на диск та слідкуємо уважно за абразивом, щоб він попадав в зону зразка. Після 28 обертів диску (30 м шляху) оправу обертаємо на 90° для рівномірного спрацювання зразка. Після 120 м шляху зразок зважували, для визначення різниці значення маси зразка до та після випробування. Потім знову таким чином продовжували випробування, зразок пройшов 480 м. шляху.

Технічні характеристики установки ЛКИ-3 наведено в табл. 2.7.

Таблиця 2.7 – Технічні характеристики установки ЛКИ - 3

Найменування параметра	Значення
Середній радіус тертя, мм	170
Швидкість обертання диску по середньому радіусу тертя, м/хв	30
Кількість зразків	2
Висота зразків, мм	6...70
Навантаження, кгс	3.174 0.17; 1.176; 10.65; 15.
важіль	
вантажі	

2.4 Металографічні дослідження

Металографічний аналіз полягає в дослідженні структури матеріалів при великих збільшеннях з допомогою мікроскопу. В залежності від необхідного

збільшення для чіткого спостереження всіх фаз, їх кількості, форми і розподілу в мікроскопах використовують:

- біле світло і звичайні оптичні системи, що складаються з комбінації скляних лінз та призм: оптична мікроскопія;
- електронний промінь, тобто потік електронів, для утворення якого використовують електромагнітні і електростатичні лінзи: електронна мікроскопія.

Металографічний аналіз проводять на спеціально підготовлених зразках - мікрошліфах. Приготування мікрошліфа складається з наступних операцій: вирізання зразка; шліфування та полірування до дзеркального блиску поверхні; травлення для виявлення структури.

Зразки вирізають фрезою або алмазним кругом. В процесі вирізання зразків не допускається значний нагрів, тому що він може визвати структурні зміни металу. Вирізаний зразок заточують на абразивному колі з періодичним охолодженням.

Заточений зразок шліфується на шліфувальному папері до повного видалення рисок, з поступовим переходом від паперу із зернистістю абразиву 150-50мкм до паперу мікронної зернистості (20-5мкм). При переході з одного паперу на інший, більш тонкий, необхідно очищати зразок і міняти напрямок шліфування на 90°.

Шліфування зразків проводиться вручну, коли шліфувальний папір кладеться на рівну поверхню (скло, мармур), або на спеціальних верстатах із закріпленням шліфувального паперу на дисках, що обертаються або стрічках. Полірування зразків може здійснюватися кількома способами: механічним, хіміко-механічним і електролітичним. Механічне полірування проводиться на спеціальних кругах діаметром 200-250 мм, які обтягнуті грубим сукном (попереднє полірування) або фетром (фінішне полірування). Абразивом служить водна суспензія окису хрому, алюмінію або інших оксидів, що періодично наноситься на сукно. Для твердих матеріалів при поліруванні використовуються алмазні пастки.

При хіміко-механічному поліруванні до складу поліруючої суміші вводиться хімічно активна речовина, що впливає на поверхню зразка і прискорює процес.

При електролітичному поліруванні зразок в якості анода поміщають в електролітичну ванну. Склад електроліту, а також режим полірування залежать від матеріалу. Перевага цього методу є збереження неспотвореної структури і відсутність наклепаного шару, що виникає при механічному поліруванні.

Готовий зразок промивають, сушать і розглядають під мікроскопом при збільшеннях 100-150 разів для оцінки якості поверхні. При дослідженні поверхні металу під мікроскопом безпосередньо після полірування можна виявити на загальному світлому полі окремі темні і сірі точки і лінії, які представляють собою як неметалеві включення (оксиди, сульфіді, шлаки, силікати, карбіди, нітриди і т.д.), так і не усунуті поліруванням дефекти поверхні зразка (раковини, мікротріщини, сліди обробки). Якщо на поверхні зразка є дефекти, його повертають на допрацювання для отримання якісної поверхні шліфа.

Для виявлення мікроструктури металу зразок піддають травленню. Перед цим поверхню мікрошліфа обезжирюють спиртом. В результаті травлення мікрошліф отримує складний мікрорельєф, що характеризує будову металу та різних складових структури. Виявлення структури сплавів може проводитися шляхом хімічного або електрохімічного травлення, іонного бомбардування, методами вакуумного випаровування або окислення. Вибір методу виявлення структури, режиму травлення та складу травників визначається природою сплаву і метою дослідження.

Створення мікрорельєфу при травленні визначаються тим, що реактив неоднаково діє на різні структурні складові сплаву. Навіть в однофазному сплаві зерна мають різну кристалографічну орієнтацію, тому в поверхні мікрошліфа зерна будуть зрізані по різних кристалічних площинах, які будуть травитись неоднаково. Межі зерен металу, що мають недосконалу кристалічну

будову і збагачені домішками, протравлюються сильніше. Більш глибоко протравлені ділянки сильніше розсіюють світло і виглядають більш темними. В випадку багатофазних сплавів ступінь травлення відрізнятиметься сильніше.

З наплавлених валиків вирізали поперечні зразки для дослідження структури та фазового складу металу швів, а також вимірювання мікротвердості. Для травлення шліфів використовували 4% розчин азотної кислоти в спирті.

Мікроструктуру досліджували методами оптичної та електронної металографії з використанням оптичного мікроскопа NEOPHOT-32 і растрового електронного мікроскопа JEOL JSM-840, обладнаного платою захоплення зображень MicroCapture з наступним виводом зображення на екрані персонального комп'ютера.

2.5 Методика визначення мікротвердості наплавленого металу

Під дією зовнішнього впливу поверхневий шар деталей при зношуванні може зазнавати різноманітних змін, які обумовлені деформацією та підвищенням температури контакту. При терті глибина зміцненого шару становить 0,03-0,1 мм, при точінні - 0,5-1,0 мм, при протягуванні - 0,01-0,05 мм.

За таких глибин зміцненого шару неможливо визначити зміну механічних властивостей звичайними методами (за Бріннелем, Роквелом, Віккерсом). Тому, для визначення змін механічних властивостей поверхні тертя проводять випробування на мікротвердість (ГОСТ 9450-76). Основне призначення методу - дослідження твердості мікрооб'ємів поверхні зразка (окремих частинок і структурних складових). Як індентор використовують чотиригранну піраміду з квадратною основою. Кут загострення піраміди становить 136° . Зразками для вимірювань служать металографічні шліфи.

Статичне навантаження прикладають до піраміди, яка втискується у поверхню зразка, що досліджується. Тривалість дії навантаження становить не

менше 3с. Після зняття навантаження вимірюють параметри відбитка, який залишився, і розраховують мікротвердість матеріалу.

Величина навантажень може змінюватись у діапазоні 0.049...4.905Н. Якщо за зростання навантаження значення мікротвердості змінюватимуться, навантаження слід зменшувати доти, доки два суміжні навантаження не даватимуть однакові (близькі) результати.

2.6. Висновок

В даному розділі атестаційної магістерської роботи був проведений огляд існуючих систем введення нанорошків в розплавлену масу металу, вибрані найдоцільніше обладнання.

В процесі експлуатації виходять з ладу деталі конструкцій, достатньо великий обсяг яких працює в умовах абразивного зношення та сухого тертя металу о метал. Існуючі технології вичерпали більшість варіантів рішення проблеми збільшення довговічності конструкцій та деталей машин. Тому дослідження в цьому напрямку являє собою перспективний напрям.

До дослідження вибране базове обладнання для наплавлення, автомат АД-231 типу АДФ1204 з джерелом КИУ-1201 та напівавтомат КП-004УЗ з джерелом живлення КИГ-401. Дослідження були реалізовані за 2-ма схемами: в першій використовувалася сталь СтЗсп і вводилися тільки нанооксиди. За другою схемою використовувалася сталь 09Г2С, вводили приготовані в заданих об'ємних співвідношеннях суміші або нанопорошок, попередньо змішувані з ґрунтовкою ГФ-021 і наносили тонким шаром по ширині валика на довжину наплавлення. Суміш ґрунтовки була різної консистенції – рідка та густа.

Як матеріал наплавлення використовувалися: самозахисний порошковий дріт АН-180, ПП-Нп-40Х13, самозахисним порошковим дротом, наплавлений шар якого відповідає сталі 25ХГ2С.

Випробування наплавлених шарів та покриттів проводилися на машині тертя СМЦ-2, яка призначена для випробування матеріалів на зношування і визначення їх фрикційних властивостей в умовах тертя ковзання і тертя кочення при нормальних температурах.

Випробування покриттів на основі бронзового порошку ПГ-19М з додаванням аеросилу (SiO_2) проводилося на спеціально розробленій машині тертя на основі пристрою для оцінки ефективності зміцнюючих і тонкоплівкових технологій «Эхо-1». Випробування на абразивне спрацьовування проводили на установці ЛКИ-3 за схемою зношування через абразивний прошарок.

Мікроструктуру досліджували методами оптичної та електронної металографії з використанням оптичного мікроскопа NEOPHOT-32 і растрового електронного мікроскопа JEOL JSM-840, обладнаного платою захоплення зображень MicroCapture з наступним виводом зображення на екрані персонального комп'ютера.

З ДОСЛІДЖЕННЯ ЗНОСОСТІЙКОСТІ ПОВЕРХОНЬ ПРИ НАПЛАВЛЕННІ З ВВЕДЕННЯМ ДО ЗВАРЮВАЛЬНОЇ ВАННИ НАНОПОРОШКІВ

3.1 Зносостійкість наплавленого металу до абразивного зношування

В якості основного матеріалу для наплавлення використовувалась конструкційна вуглецева сталь звичайної якості марки Ст3сп. Вуглецеві сталі - найпоширеніший конструкційний матеріал. Обсяги застосування сталі цього класу перевищують інші.

В якості матеріалу для наплавлення використовували порошковий самозахисний дріт АН-180 (аналог стрічки ПЛ-АН-180) діаметром 2.7 мм., який рекомендовано для наплавлення деталей, що працюють в умовах абразивного спрацювання. Твердість наплавленого шару становить HRC 56-58. Хімічний склад дроту, який використовували для наплавлення, наведений у табл. 3.1.

Наплавлений метал являє собою композицію високохромистого чавуну.

Таблиця 3.1 – Хімічний склад дроту

Марка дроту	Хімічний склад, %		
АН-180	С	Cr	Mo
	2.9	27.3	0.9

Склад шихти наведено в табл. 3.2. Коефіцієнт заповнення 40%.

Таблиця 3.2 – Склад шихти дроту АН-180

Найменування компонентів	Склад шихти на 100 г	Склад шихти на 2 кг
Стрічка	60 г	1200г
Карбід хрому	33,0 г	660 г
Хром металічний	4,0 г	80 г
Феромолібден	1,5 г	30 г

Феросиліцій	0,75 г	15 г
Мармур	0,75 г	15 г
Разом шихти	40 г	800 г
Разом дроту	100 г	2000 г

Даний дріт використовують для наплавлення ножів бульдозерів та грейдерів, зубів ковшів екскаваторів, валків коксових дробарок, плужних дисків, захисних поверхонь конусів, чаш тощо.

Наноконпоненти вносились у вигляді суміші нанопорошку з залізним порошком. Суміш закріплювалась ґрунтовкою ГФ-О21. Вносились Al_2O_3 концентрацією 0,5% та 5 % об'ємної частки суміші, та TiO_2 концентрацією 0,5%. В якості присадки використовувався дріт ПП-АН180. Експерименти показали, що за наведеною схемою найбільшу зносостійкість має той метал, який модифікувався нанопорошком Al_2O_3 концентрацією 5%. Даний метал показав зносостійкість на 28% вищу, ніж не модифікований метал.

Наноконпоненти вносились у вигляді суміші нанопорошку з залізним порошком. Суміш спікалась у формі стрижня діаметром 3 мм. Вносився Al_2O_3 концентрацією 0.5 та 1% об'ємної частки. В якості присадки використовувався дріт ПП-АН180. Експерименти показали, що за наведеною схемою найбільшу зносостійкість має той метал, який модифікувався нанопорошком Al_2O_3 концентрацією 1%. Він виявився стійкішим від не модифікованого матеріалу на 33%.

3.1.1 Стійкість наплавлених шарів в умовах абразивного тертя

На параметри зносостійкості при абразивному зношуванні впливає початкова твердість та співвідношення структурних складових: мартенситу, аустеніту та кількості карбідної фази. Наплавлені матеріали, структура яких складається з перліту з невеликою кількістю карбідної фази, та матеріали з

аустенітною або мартенситною структурами мають невисоку зносостійкість при абразивному зношуванні.

Високу зносостійкість мають матеріали в яких кількість мартенситу складає 70–80%, а аустеніту – 30–20% та присутня невелика кількість карбідної фази (цементит, ледебурит).

Після проведення наплавлення при введенні наноксидів через лігатуру було проведено випробовування на стійкість наплавленого металу до тертя з абразивним прошарком на установці ЛКИ – 3. Результати випробування зразків, які піддавалися абразивному зношуванню наведені в табл. 3.3.

Зразки з наплавленим металом в яких наноконпоненти вводилися через лігатуру пройшли тільки 240м, оскільки профіль зразка не давав змогу проводити подальші випробування на абразивне зношування. Максимальний ефект спостерігається при введенні в ванну 1% Al_2O_3 , при цьому втрата в масі сама менше серед інших зразків з $\Delta m = 0,1018(120m)$ по $\Delta m = 0,1124(240m)$.

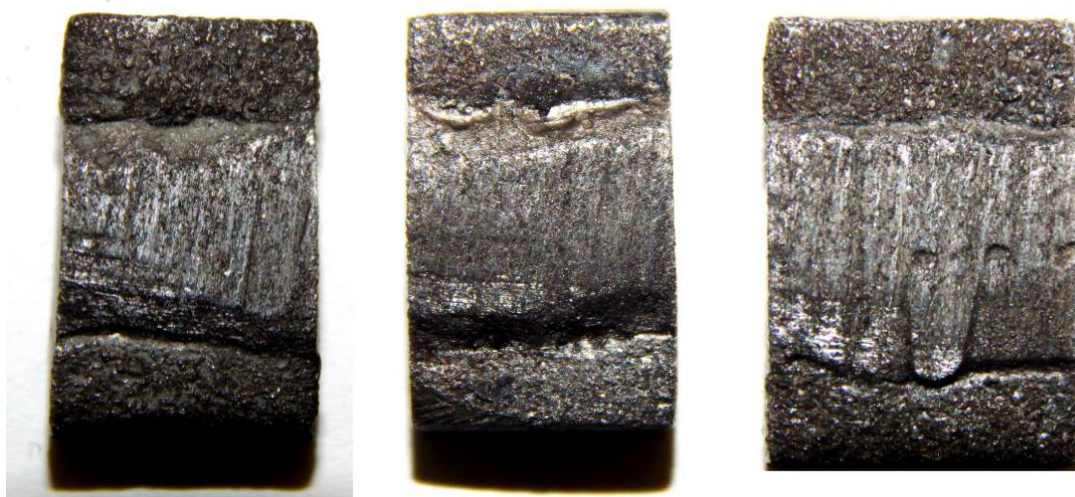
Таким чином, випробування наплавленого металу самозахисним порошковим дротом АН-180 показали, що при введенні в зварювальну ванну наноксиду алюмінію концентрацією 1% у вигляді спеченої лігатури його зносостійкість підвищується (табл. 3.3). Зовнішній вигляд зразків після абразивного спрацьовування наведено на рис. 3.1

Після проведення наплавлення за другою схемою аналогічно було проведено випробовування на стійкість наплавленого металу до тертя ковзання з абразивом. Випробування проводились на машині тертя ЛКИ-3. Результати випробувань зносостійкості наплавленого металу при закріпленні наноксидів на поверхні пластини за допомогою ґрунтовки приведено в табл. 3.4.

Графічне зображення результатів випробувань показано на рис. 3.2.

Таблиця 3.3 – Результати випробувань зносостійкості наплавленого металу при введенні наноксидів у вигляді спеченої лігатури

Зразок АН-180		
Пройдений шлях, м	120	240
Втрата маси Δm , г	0,0955	0,228
Загальна втрата маси $\Sigma \Delta m$, г	0,0955	0,3235
Зразок АН-180+(Fe+1% Al ₂ O ₃)		
Пройдений шлях, м	120	240
Втрата маси Δm , г	0,1018	0,1124
Загальна втрата маси $\Sigma \Delta m$, г	0,1018	0,2142
Зразок АН-180+(Fe+0.5% Al ₂ O ₃)		
Пройдений шлях, м	120	240
Втрата маси Δm , г	0,2216	0,2637
Загальна втрата маси $\Sigma \Delta m$, г	0,2216	0,4853



а

б

в

а - АН-180 (вихідний валик); б - АН-180+(Fe+1% Al₂O₃); в - АН-180+(Fe+0,5% Al₂O₃).

Рисунок 3.1 – Зовнішній вигляд зразків після абразивного зношування наплавлені за першою схемою

Таблиця 3.4 – Результати випробувань зносостійкості наплавленого металу при закріпленні наноксидів на поверхні пластини ґрунтовою

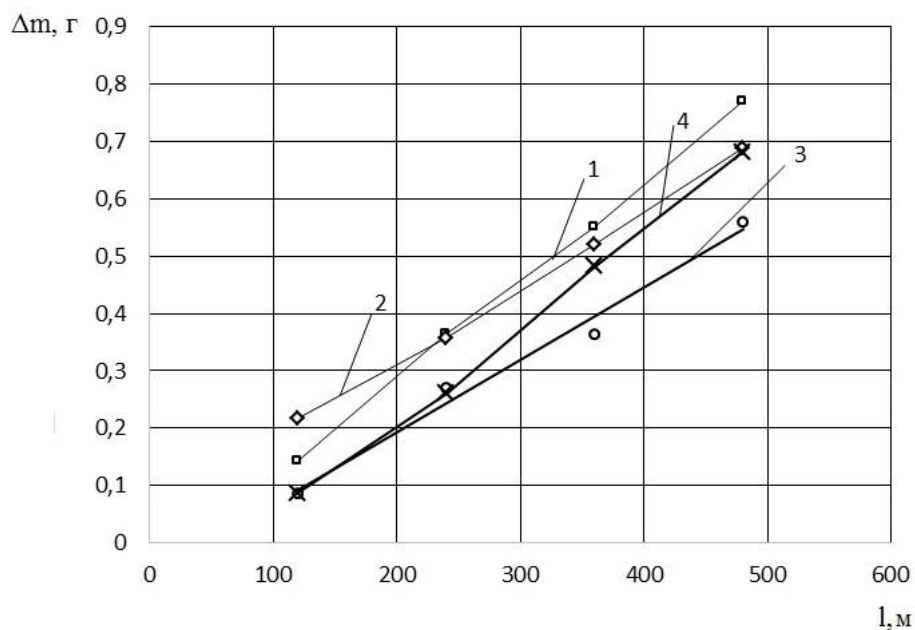
Зразок 1 – АН-180				
Пройдений шлях, м	120	240	360	480
Втрата маси $\Delta m, \text{г}$	0,143	0,22	0,187	0,219
Загальна втрата маси $\Sigma \Delta m, \text{г}$	0,143	0,363	0,55	0,769
Зразок 2 – АН-180+(Fe+0,5% Al ₂ O ₃)				
Пройдений шлях, м	120	240	360	480
Втрата маси $\Delta m, \text{г}$	0,216	0,142	0,161	0,169
Загальна втрата маси $\Sigma \Delta m, \text{г}$	0,216	0,358	0,519	0,688
Зразок 3 – АН-180+(Fe+5% Al ₂ O ₃) суміш рідка				
Пройдений шлях, м	120	240	360	480
Втрата маси $\Delta m, \text{г}$	0,086	0,184	0,093	0,197
Загальна втрата маси $\Sigma \Delta m, \text{г}$	0,086	0,27	0,363	0,56
Зразок 4 – АН-180+(Fe+5% Al ₂ O ₃) суміш густа				
Пройдений шлях, м	120	240	360	480
Втрата маси $\Delta m, \text{г}$	0,18	0,187	0,12	0,075
Загальна втрата маси $\Sigma \Delta m, \text{г}$	0,18	0,367	0,487	0,562
Зразок 5 – АН-180+(Fe+0,5% TiO ₂)				
Пройдений шлях, м	120	240	360	480
Втрата маси $\Delta m, \text{г}$	0,087	0,174	0,221	0,2
Загальна втрата маси $\Sigma \Delta m, \text{г}$	0,087	0,261	0,482	0,682

Випробування наплавленого металу самозахисним порошковим дротом АН-180 показали, що при введенні в зварювальну ванну наноксидів алюмінію та титану шляхом їх закріплення на поверхні за допомогою ґрунтовки його зносостійкість підвищується (рис. 3.2). Випробування показали, що при

об'ємному вмісті 0.5% введення наноксидів титану та алюмінію практично однаково впливають на зносостійкість з незначним її збільшенням. В цих дослідях підвищення зносостійкості в 1.4 рази спостерігалось при введенні 5% Al_2O_3 .

Як видно з графіку, зносостійкість можна охарактеризувати двома періодами. В перший період – припрацювання більш стійкими до спрацювання є метали модифікований 0.5% сумішшю TiO_2 та модифікований 5% сумішшю Al_2O_3 рідкої консистенції. Проте, через деякий час, найбільшу зносостійкість показують метали модифіковані 5% сумішшю Al_2O_3 не залежно від консистенції. Оскільки консистенція ґрунтовки на зносостійкість не впливає тому графік прийме наступний вигляд (рис.3.2).

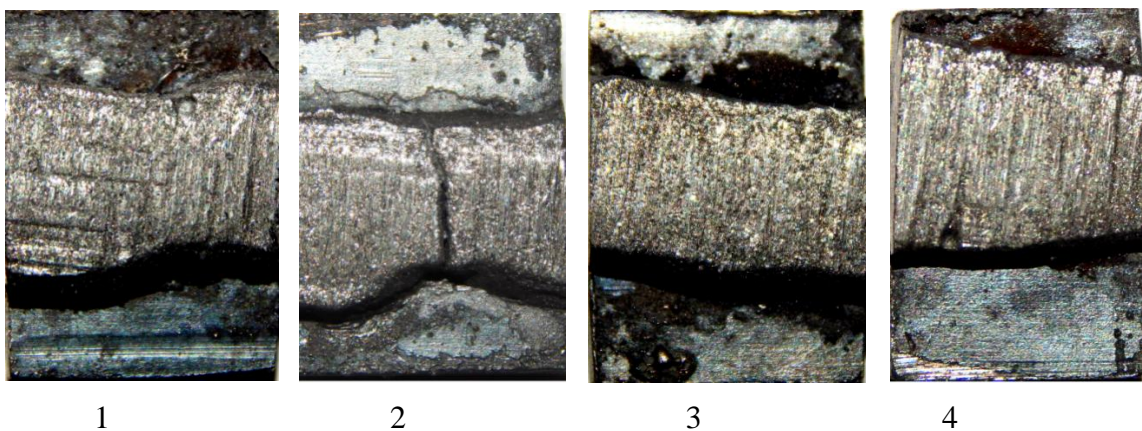
Заміри мас зразків показали, що втрата маси зразка наплавленого за першою схемою, зменшується на 34-36%, відповідно його зносостійкість збільшується на третину; втрата маси зразка наплавленого за другою схемою, становлять від 21% до 53%, в залежності від концентрації наноксидів, та консистенції суміші порошків з ґрунтовкою. Виявлено, що концентрація наноконпонентів прямопропорційно впливає на зносостійкість, при використанні композиції високохромистого чавуну.



1 – вихідний валик(АН-180); 2 – АН-180+(Fe+0.5% Al₂O₃); 3 – АН-180+(Fe+5% Al₂O₃); 4 – АН-180+(Fe+0,5% TiO₂).

Рисунок 3.2 – Вплив пройденного шляху на втрату маси при наплавленні дротом ПП-АН-180 з наноксидами

Зовнішній вигляд зразків після абразивного спрацьовування наведено на рис. 3.3.



1 – АН180+(Fe+0,5% Al₂O₃); 2 – АН180+(Fe+5% Al₂O₃ суміш рідка);
3 – АН180+(Fe+5% Al₂O₃ суміш густа); 4 – АН180+(Fe+0,5% TiO₂);

Рисунок 3.3 – Зовнішній вигляд зразків після абразивного зношування наплавлені за другою схемою

Цими даними було підтверджено, що при наплавленні також як і при зварюванні, введення об'ємних співвідношень наноксидів впливають на властивості литого металу.

Таким чином, підтверджено позитивний вплив об'ємних співвідношень наноксидів алюмінію та титану на зносостійкість наплавленого металу в умовах абразивного зношування.

По зовнішньому вигляду зразків ми бачимо чіткий абразивний вплив на поверхню наплавленого металу. Частинка абразиву, що впровадилася при відносному переміщенні вздовж поверхні, почала дряпати або зрізати

мікроскопічну стружку. На поверхні зразка 1 видно, що частинка пружньо деформувала метал (наявні сліди від вдавлювання частинки).

На зразку 2 наявна поперечна холодна тріщина. Наплавлений метал даного типу схильний до утворення холодних тріщин, попередити які, особливо при наплавленні крупних деталей дуже важко. Ці тріщини частіше за все не переходять в основний метал, вони мало впливають на абразивну зносостійкість, і для цього виду зношення тріщини вважаються цілком допустимим дефектом. При гідро- і газоабразивному зношенні, якщо тріщини розташовані уздовж струменю з абразивними частками, то вони можуть виступати осередками руйнування наплавленого шару. Такі тріщини є неприпустимими.

3.1.2 Вплив нанокomпонентів на структури при наплавленні високохромистого чавуну

Як показали попередні дослідження у разі змін об'ємної частки нанопорошку Al_2O_3 від 0,5 % до 4,5 % найефективніше впливає на структуроутворення введення його у зварювальну ванну у об'ємній частці 0,5 %. Основною ознакою такої структури є висока ступінь подрібнення та дисперсність структурних складових.

Хром є головним легуючим елементом групи білих зносостійких чавунів. Його вміст в них досягає 35%. Структура металічної матриці хромистих чавунів в литому стані залежить від концентрації хрому.

Зі збільшенням концентрації хрому з 20% до 70% структура металевої матриці – аустеніт, а решта – ферито-карбідна суміш. Високу зносостійкість мають заевтектичні чавуни, що містять в структурі первинні карбіди хрому типу M_7C_3 .

Змінюючи хімічний склад, тип модифікуючих і легуючих добавок, умови затвердіння і охолодження в твердому стані, можна регулювати фізико-

механічні й експлуатаційні властивості зносостійких високохромистих сплавів у широких межах.

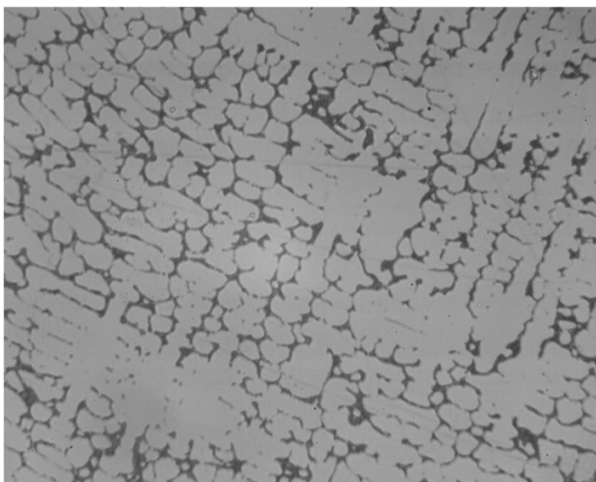
Дослідження мікроструктури проводились на зразках з наплавленого металу, який отриманий за першою схемою вводу нанокompонента: при введенні в зварювальну ванну наноксиду алюмінію з концентрацією 1% у вигляді спеченої лігатури, та за другою схемою: наноксиду алюмінію з концентрацією 5% які мають найбільшу зносостійкість. Результати досліджень мікроструктури приведені на рис. 3.4 - 3.6.

За результатами металографічного аналізу встановлено, що при наплавленні вихідного валика дротом ПП-АН-180 формується структура заевтектичного чавуна характеризується достатньо крупними цементитними виділеннями в аустенітній матриці (рис. 3.4).

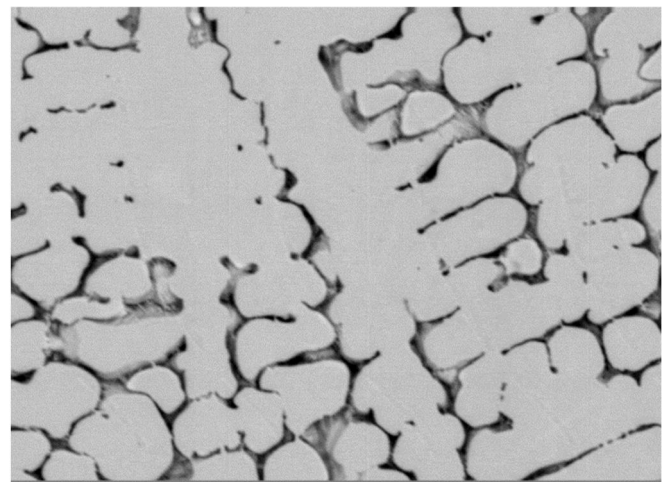
Структура металу валика з наноксидом 1% Al_2O_3 характеризується більш розвиненою аустенітною матрицею. Цементитні виділення витягнутої форми мають менші розміри порівняно зі структурою вихідного валика (рис. 3.5).

У випадку використання 5% Al_2O_3 спостерігається суттєва дисперсність цементитних виділень, що і визначає підвищення зносостійкості такої структури (рис.3.6).

Показано, що введення наноксидів у зварювальну ванну приводить до структурних змін наплавленого валику та підвищенню його зносостійкості.

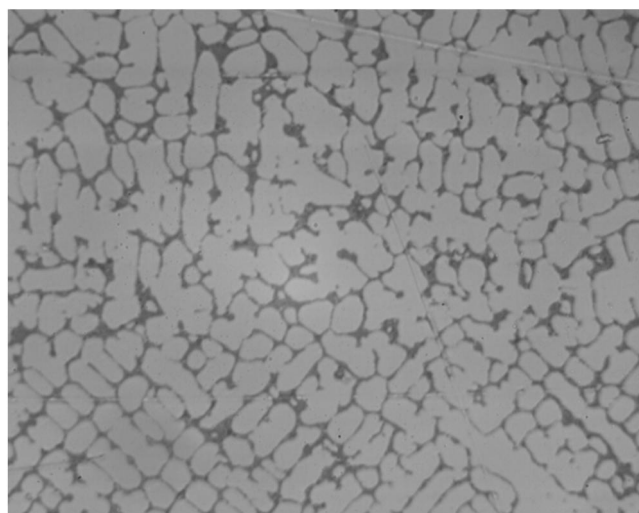


а) x500

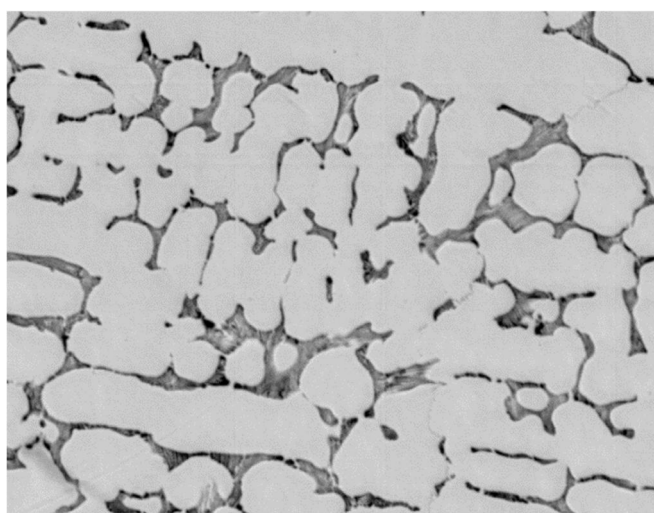


б) x1000

Рисунок 3.4 – Структури наплавленого металу дротом ПП-АН-180 без додавання наноксидів

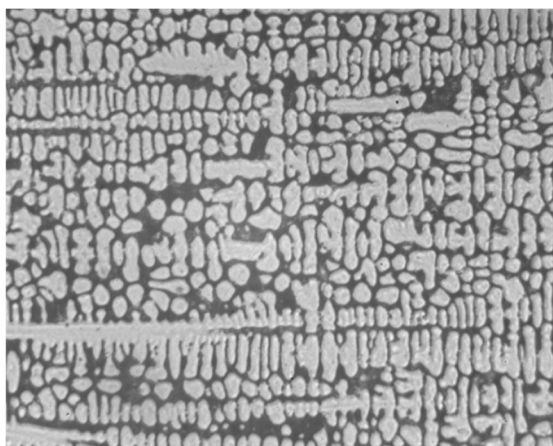


а) x500

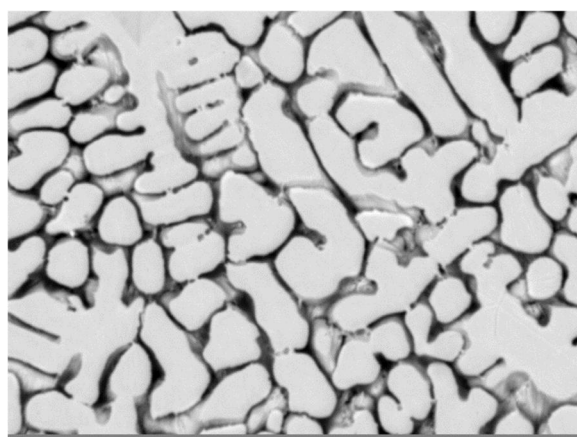


в) x1000

Рисунок 3.5 – Структури наплавленого металу дротом ПП-АН-180 з додаванням Al_2O_3 з концентрацією 1%



а) x500



б) x1000

Рисунок 3.6 – Структури наплавленого металу дротом ПП-АН-180 з додаванням Al_2O_3 з концентрацією 5%

3.1.3 Вплив наноксидів на мікротвердість наплавленого металу

Дані по вимірюванню мікротвердості наплавленого металу самозахисним порошковим дротом АН-180 при введенні в зварювальну ванну наноксидів у вигляді спеченої лігатури приведено в табл. 3.5.

Таблиця 3.5 – Мікротвердість наплавленого металу дротом ПП-АН-180 з наноконпонентами

№ зразка	Метал шва	Значення твердості	Середнє значення мікротвердості HV,
1	АН-180	181, 236, 236, 206, 236	219
2	АН-180+1%Al ₂ O ₃	236, 297, 297, 274, 297	280
3	АН-180+0.5%Al ₂ O ₃	206, 221, 181, 160, 221	198

Заміри мікротвердості показали, що при середньому значенні вихідного металу валика – 219 HV, мікротвердість збільшилась при додаванні 1%Al₂O₃ – 280 HV, за винятком 0.5%Al₂O₃ – 198 HV мікротвердість якого зменшилась. Кореляція між мікротвердістю та зносостійкістю в даному випадку спостерігається. Найбільшу мікротвердість серед даних зразків має метал, який модифіковувався нанопорошком Al₂O₃ концентрацією 1%. По даним зносостійкості даний наплавлений метал є найбільш зносостійким серед наплавленого металу в який наноконпоненти вводилися за першою схемою. Таким чином при перевірці стійкості наплавленого металу до абразивного спрацювання було проведено експеримент на тертя на машині ЛКИ-3. Було проведено експеримент введення наноконпонентів за двома схемами:

3.2 Дослідження металу, що працює в умовах тертя металу по металу

При дослідженні стійкості наплавленого зразка в умовах сухого тертя в якості основного матеріалу використовували сталі Ст.3сп та 09Г2С.

Характеристики Ст.3сп наведено в табл. 3.1 та 3.2. Характеристики сталі 09Г2С наведено в табл. 3.6 та 3.7.

Таблиця 3.6 - Хімічний склад сталі 09Г2С у % за ГОСТ 19281-89

C	Si	Mn	Ni	S	P	Cr	N	Cu	As
≤ 0.12	0.5 – 0.8	1.3 – 1.7	≤ 0.3	≤ 0.04	≤ 0.035	\leq 0.3	≤ 0.008	≤ 0.3	≤ 0.08

Таблиця 3.7 - Механічні властивості сталі 09Г2С за ГОСТ 5520-79

Товщина листа S, мм	≤ 20
Температура випробувань T, °C	20
Границя пропорційності σ_T , МПа	265-345
Границя міцності σ_B , МПа	430-490
Відносне видовження δ , %	21
Ударна в'язкість KCU, Дж/см ²	59-64

В якості матеріалів для наплавлення використовувались наступні дроти:

1. Самозахисний порошковий дріт марки ПП-Нп-40Х13 діаметром 2мм. Використовується для наплавлення деталей, що працюють в умовах тертя металу по металу. Твердість наплавленого металу складає орієнтовно 46-53 HRC. Хімічний склад дроту приведено в табл. 3.8.

Таблиця 3.8 - Хімічний склад дроту ПП-Нп-40Х13 у % за ГОСТ 10543-98

C	Mn	Si	Cr	S	P
0.35 - 0.45	≤ 0.80	≤ 0.80	12.0 - 14.0	≤ 0.025	≤ 0.030

Вибраний самозахисний порошковий дріт призначений для автоматичного і напівавтоматичного наплавлення відкритою дугою деталей, що працюють в умовах інтенсивного зношування і корозії, помірних навантажень при звичайних і підвищених до 450°C температурах.

Наплавлення здійснювалось як з додатковим газовим захистом, так і без нього. В якості захисного газу було вибрано захисну газову суміш MIX-1: 82% Ar+18% CO₂.

Наплавлення проводилось на Ст.3сп.

2. Самозахисний порошковий дріт, наплавлений шар якого відповідає сталі 25ХГ2С діаметром 2.2 мм. Використовується для наплавлення деталей, що працюють в умовах тертя металу по металу. Твердість наплавленого металу складає 45 HRC (430 HB). Орієнтовний хімічний склад наплавленого металу наведено в табл. 3.9.

Таблиця 3.9 - Хімічний склад дроту 25ХГ2С у %

C	Mn	Si	Cr
0.25	1.6	0.65	0.5

Наплавлення здійснювалось без додаткового захисту. Наплавлення проводилось на сталь 09Г2С.

Вигляд зразків наплавленого металу отриманого введенням нанокomпонентів у вигляді спеченої лігатури після випробувань зносостійкості показано на рис. 3.7.



Рисунок 3.7 – Вигляд зразків після випробування зносостійкості.

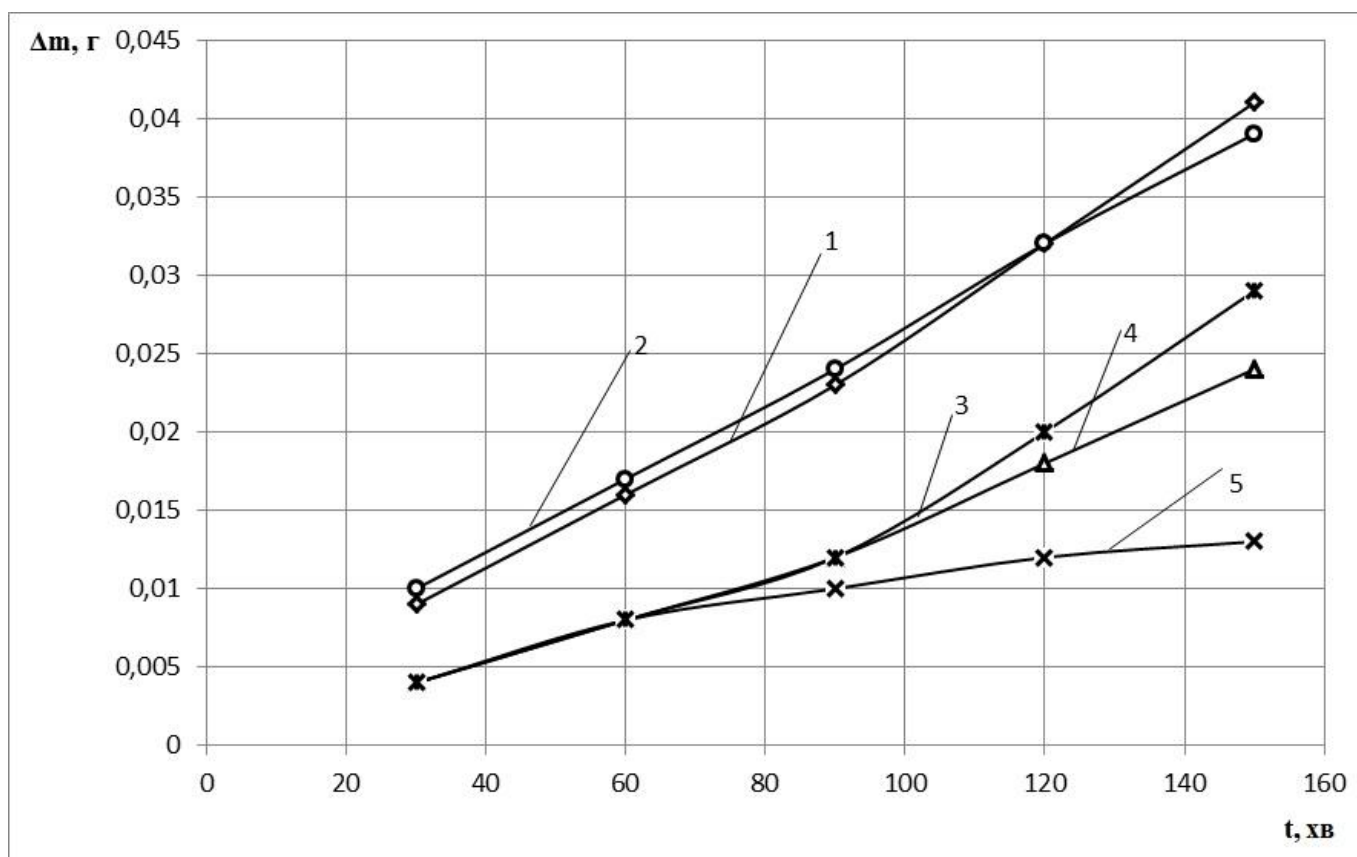
3.2.1 Стійкість наплавлених шарів в умовах сухого тертя металу по металу

Результати випробувань на машині тертя СМЦ-2, зносостійкості зразків наплавленого металу при введенні наноксидів у вигляді спеченої лігатури та при закріпленні наноксидів на поверхні пластини за допомогою ґрунтовки приведено в табл. 3.10, 3.11, графічне зображення результатів випробувань показано на рис. 3.8, 3.9.

Випробування наплавленого металу самозахисним порошковим дротом ПП-Нп-40Х13 в суміші газів МІХ-1 показали, що при введенні в зварювальну ванну наноксидів алюмінію та титану у вигляді спеченої лігатури його зносостійкість підвищується (рис. 3.8). При цьому, втрати по масі у разі використання наноксиду Al_2O_3 менші в порівнянні з наноксидом TiO_2 . Максимальний ефект спостерігається при введенні в ванну $\text{Fe}+0.5\%\text{Al}_2\text{O}_3$: втрати по масі знижуються з $\sum \Delta m = 0.042\text{г}$ (вихідний валик) до $\sum \Delta m = 0.013\text{г}$ (валик з додаванням $\text{Fe}+0.5\%\text{Al}_2\text{O}_3$), тобто в 3.2 рази. Цими даними було підтверджено, що при наплавленні також як і при зварюванні, введення об'ємних співвідношень наноксидів впливають на властивості литого металу.

Таблиця 3.10 – Результати випробувань зносостійкості наплавленого металу дротом ПП-Нп-40Х13 при введенні наноксидів у вигляді спеченої лігатури

Час тертя, хв	30	60	90	120	150
Пройдений шлях, м	1570	3140	4710	6280	7850
Зразок 11 - 40x13					
Втрата маси Δm , г	0.009	0.007	0.007	0.009	0.009
Загальна втрата маси $\sum \Delta m$, г	0.009	0.016	0.023	0.032	0.041
Зразок 12 – 40Х13+(Fe+1.0% Al ₂ O ₃)					
Втрата маси Δm , г	0.004	0.004	0.004	0.006	0.006
Загальна втрата маси $\sum \Delta m$, г	0.004	0.008	0.012	0.018	0.024
Зразок 13 – 40Х13+(Fe+0.5% Al ₂ O ₃)					
Втрата маси Δm , г	0.004	0.004	0.002	0.002	0.001
Загальна втрата маси $\sum \Delta m$, г	0.004	0.008	0.01	0.012	0.013
Зразок 14 – 40Х13+(Fe+1% TiO ₂)					
Втрата маси Δm , г	0.004	0.004	0.004	0.008	0.009
Загальна втрата маси $\sum \Delta m$, г	0.004	0.008	0.012	0.02	0.029
Зразок 15 – 40Х13+(Fe+0.5% TiO ₂)					
Втрата маси Δm , г	0.01	0.007	0.007	0.008	0.007
Загальна втрата маси $\sum \Delta m$, г	0.007	0.014	0.021	0.029	0.036

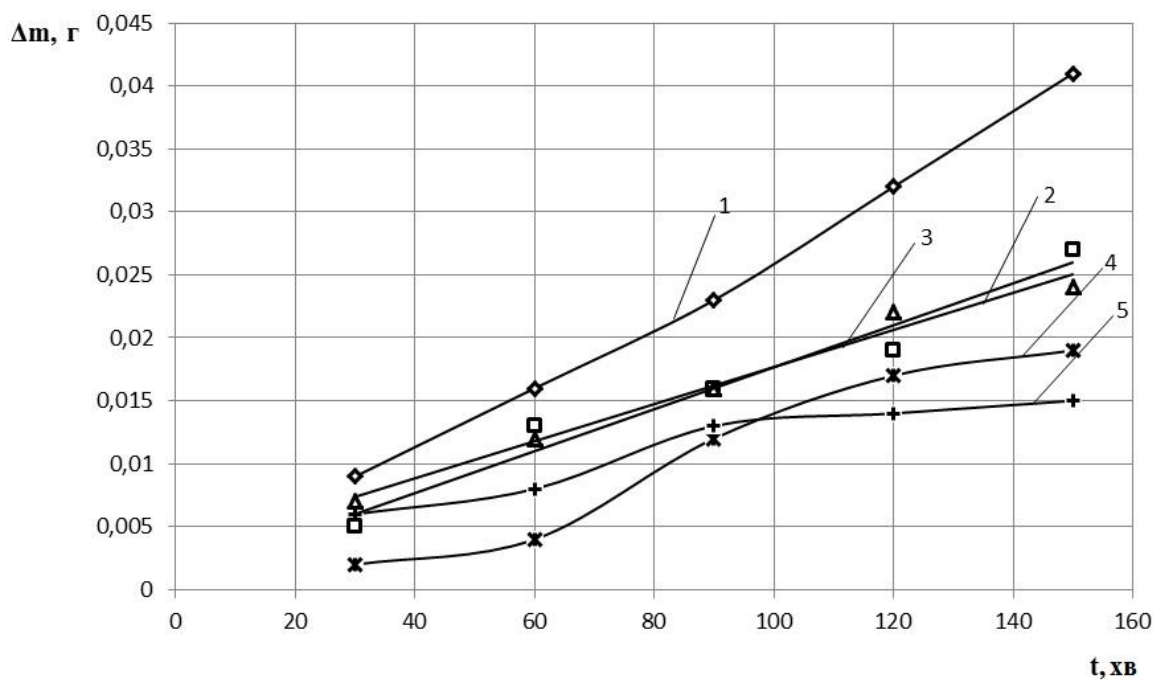


1- 40X13, 2 – 40X13+0.5%TiO₂, 3 - 40X13+1%TiO₂, 4 – 40X13+1%Al₂O₃, 5 - 40X13+0.5%Al₂O₃

Рисунок 3.8 – Вплив часу тертя на втрату маси при наплавленні дротом ПП-Нп-40X13, наноконпоненти вводились у вигляді стрижня

Таблиця 3.11 – Результати випробувань зносостійкості наплавленого металу дротом ПП-Нп-40Х13 при закріпленні наноксидів на поверхні пластини

Час тертя, хв	30	60	90	120	150
Пройдений шлях, м	1570	3140	4710	6280	7850
Зразок 41 – 40Х13					
Втрата маси Δm , г	0.009	0.009	0.008	0.008	0.008
Загальна втрата маси $\sum \Delta m$, г	0.009	0.018	0.026	0.034	0.042
Зразок 42 – 40Х13+(Fe+0.5% Al ₂ O ₃)					
Втрата маси Δm , г	0.005	0.008	0.003	0.003	0.008
Загальна втрата маси $\sum \Delta m$, г	0.005	0.013	0.016	0.019	0.027
Зразок 43 – 40Х13+(Fe+0.5% TiO ₂)					
Втрата маси Δm , г	0.007	0.005	0.004	0.006	0.002
Загальна втрата маси $\sum \Delta m$, г	0.005	0.01	0.014	0.02	0.022
Зразок 46 – 40Х13+(Fe+10.0% SiO ₂)					
Втрата маси Δm , г	0.006	0.002	0.005	0.001	0.001
Загальна втрата маси $\sum \Delta m$, г	0.006	0.008	0.013	0.014	0.015
Зразок 45 – 40Х13+(Fe+50.0% SiO ₂)					
Втрата маси Δm , г	0.002	0.002	0.008	0.005	0.002
Загальна втрата маси $\sum \Delta m$, г	0.002	0.004	0.012	0.017	0.019



1- 40Х13, 2 – 40Х13+0.5% Al₂O₃, 3 - 40Х13+0.5% TiO₂, 4 – 40Х13+45% SiO₂,
5 - 40Х13+10%SiO₂

Рисунок 3.9 - Вплив часу тертя на втрату маси при наплавленні дротом ПП-Нп-40Х13, наноконпоненти вводились у вигляді порошку скріпленого ґрунтовкою

Випробування наплавленого металу самозахисним порошковим дротом ПП-Нп-40Х13 показали, що при введенні в зварювальну ванну наноксидів алюмінію, титану та кремнію шляхом їх закріплення на поверхні за допомогою ґрунтовки його зносостійкість підвищується (рис. 3.9). При цьому, втрати по масі у разі використання наноксиду SiO_2 менші в порівнянні з наноксидами TiO_2 та Al_2O_3 . Максимальний ефект спостерігається при введенні в ванну $\text{Fe}+10.0\%\text{SiO}_2$, при цьому втрати по масі знижуються з $\sum \Delta m = 0.042\text{г}$ (вихідний валик) до $\sum \Delta m = 0.015\text{г}$ (валик з додаванням $\text{Fe}+10.0\%\text{SiO}_2$), тобто в 2.8 рази.

Таким чином, підтверджено позитивний вплив об'ємних співвідношень наноксидів алюмінію, титану та кремнію на зносостійкість наплавленого металу для умов сухого тертя металу по металу.

Результати випробувань зносостійкості зразків наплавленого металу при закріпленні наноксидів на поверхні пластини за допомогою ґрунтовки на машині тертя М-22М, приведено в табл. 3.12, графічне зображення результатів випробувань показано на рис. 3.10 та 3.11.

Випробування при наплавленні відкритою дугою показали, що як оксид алюмінію, так і титану сприяє підвищенню зносостійкості наплавленого металу (порівн. Криві 2, 3 та криву 1 вихідного валика), а втрати в масі у випадку введення $0.7\% \text{Al}_2\text{O}_3$ знижуються в 4 рази. Максимальна зносостійкість більш ніж в 6 разів спостерігається у випадку використання діоксиду кремнію (порівн. Криві 4 та 1).

3.2.2 Вплив наноксидів на мікроструктуру наплавленого металу

Дослідження мікроструктури проводилось на зразках з наплавленого металу, який отриманий за першою схемою вводу наноконпонентів для дроту ПП-Нп-40Х13, а за другою схемою вводу для дроту 25ХГ2С.

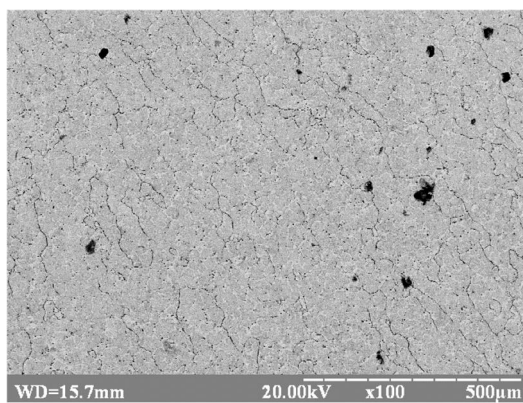
Результати досліджень мікроструктури металу наплавленого дротом ПП-Нп-40Х13 наведені на рис. 3.10 - 3.14, результати досліджень мікроструктури металу наплавленого дротом 25ХГ2С наведені на рис. 3.15 - 3.18.

Для випадку наплавлення дротом ПП-Нп-40Х13 в загальному випадку у всіх зразках утворилась композиція, яка складається з мартенситу та феритної матриці. Для порівняння мікроструктур розглянемо два крайніх випадки: вихідний валик з наплавленим металом 40Х13 та найбільш зносостійкий валик з наплавленим металом 40Х13+(Fe+0.5%Al₂O₃).

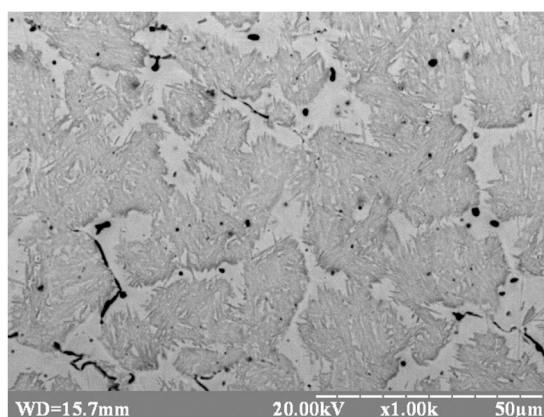
Мікроструктура наплавленого металу 40Х13 представляє собою мартенсит з характерною для вихідних умов розвиненою крупногольчастою структурою (рис. 3.10). У випадку наплавлення з додаванням наноксидів, у тому числі з додаванням Fe+0.5%Al₂O₃ спостерігається помітно менша блочність мартенситних виділень з менш розвиненою голчастою будовою (рис. 3.13).

Характерною особливістю є також наявність по межах зерен, можливо, карбідів і оксидів, які як тверда складова, поряд з меншою блочністю мартенситних виділень, сприяють підвищенню зносостійкості наплавленого металу.

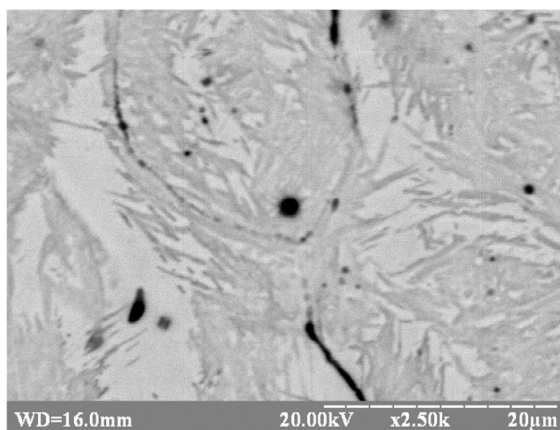
При наплавленні дротом 25ХГ2С спостерігались наступні структурні зміни – метал вихідного валика має бейнітну структуру з незначною кількістю мартенситної складової (рис. 3.15), метал модифікований SiO₂ – має чисто мартенситну структуру (рис. 3.18), що і визначає підвищення зносостійкості.



а) x100

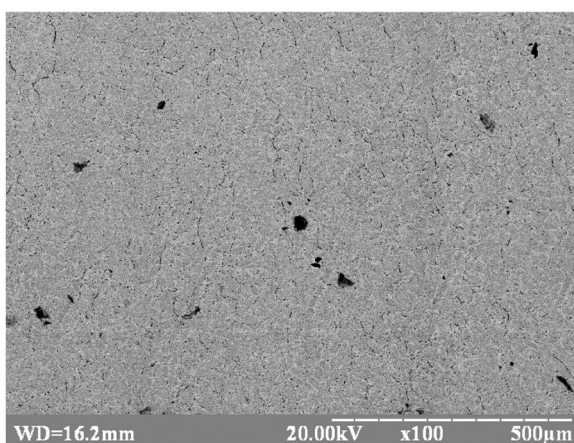


б) x1000

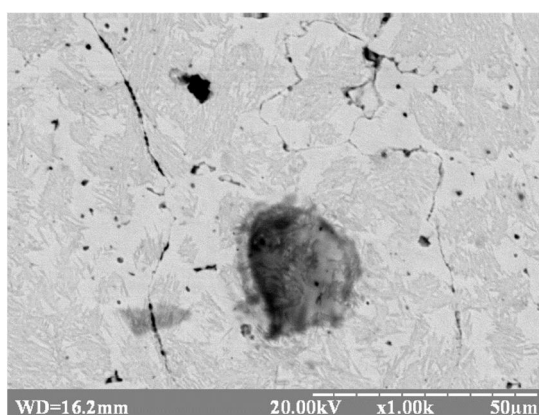


в) x2500

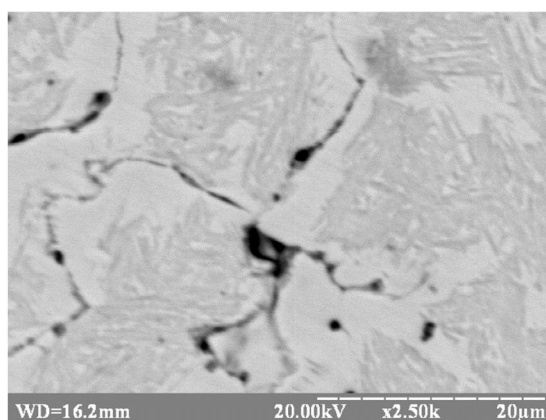
Рисунок 3.10 - Структуры наплавленного металла вихідного валика дротом ПП-Нп-40Х13



a) x100

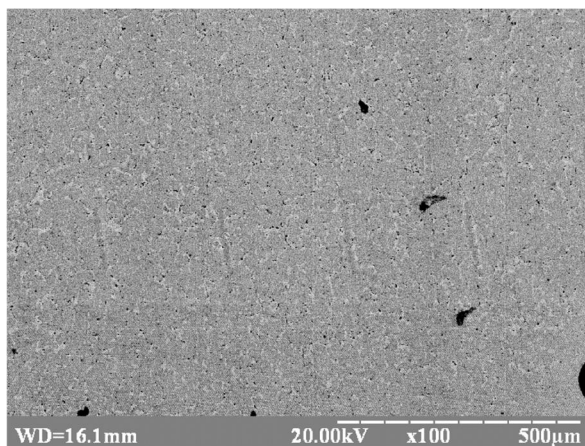


б) x1000

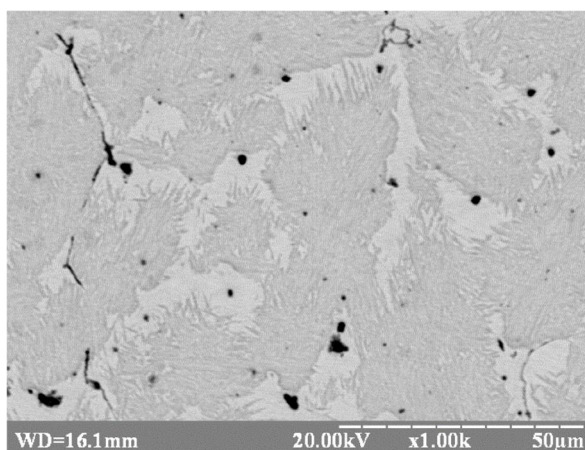


в) x2500

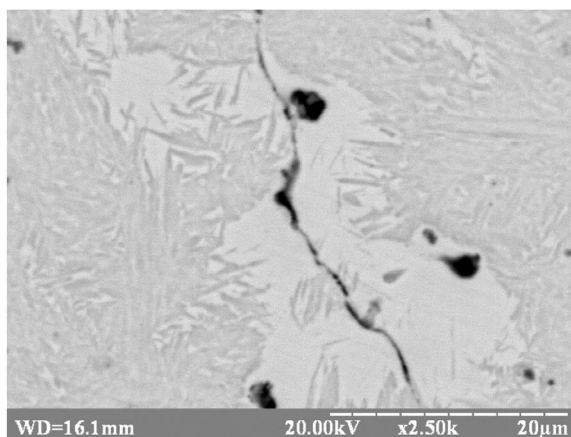
Рисунок 3.11 - Структури наплавленого металу дротом ПП-Нп-40Х13 при введенні 0.5% об'ємної частки наноксиду TiO_2 через спечену лігатуру



а) x100

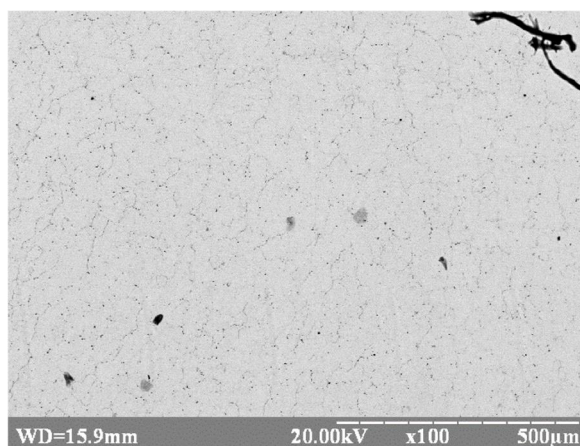


б) x1000

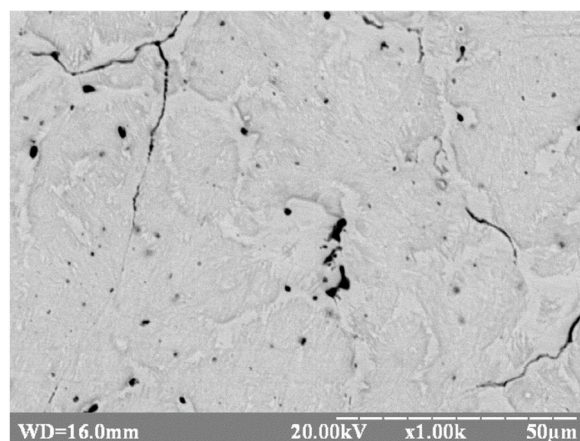


в) x2500

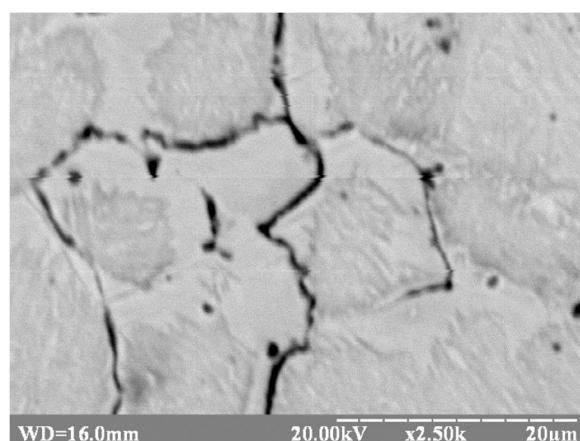
Рисунок 3.12 - Структури наплавленого металу дротом ПП-Нп-40Х13 при введенні 1.0% об'ємної частки нанооксиду TiO_2 через спечену лігатуру



а) x100

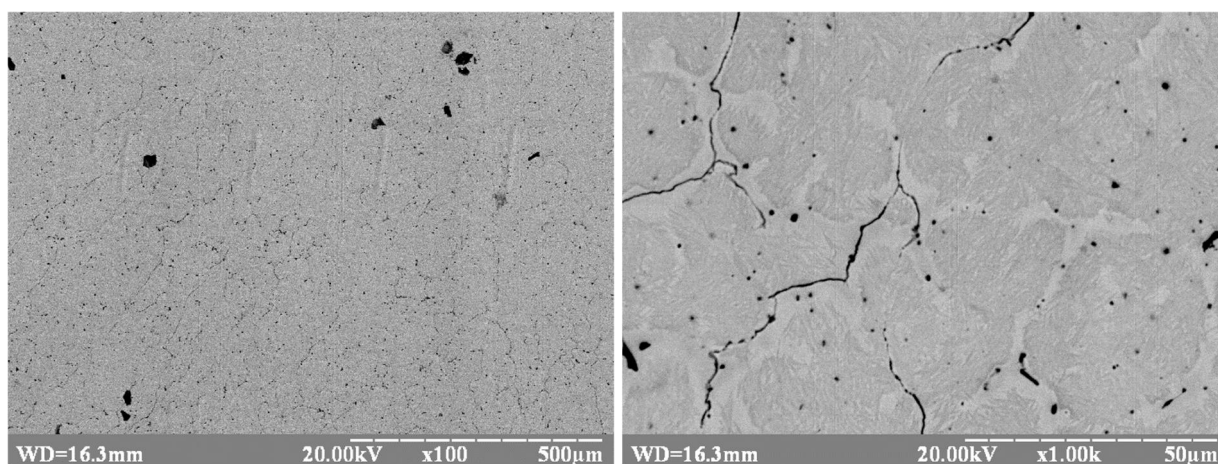


б) x1000



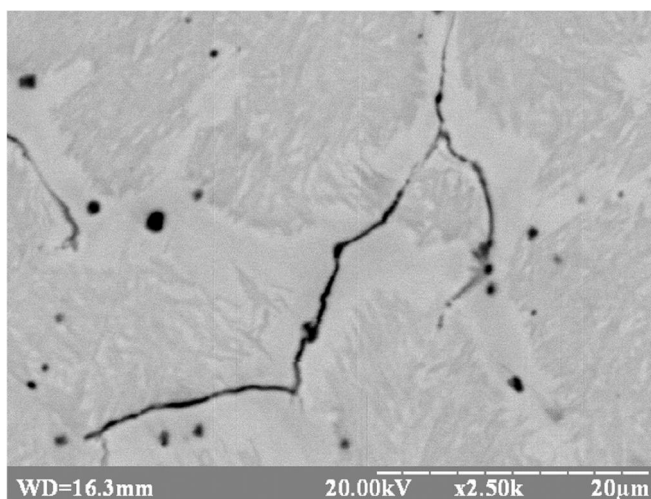
в) x2500

Рисунок 3.13 - Структури наплавленого металу дротом ПП-Нп-40Х13 при введенні 0.5% об'ємної частки наноксиду Al_2O_3 через спечену лігатуру



а) x100

б) x1000



в) x2500

Рисунок 3.14 - Структури наплавленого металу дротом ПП-Нп-40Х13 при введенні 1.0% об'ємної частки наноксиду Al_2O_3 через спечену лігатуру

3.3. Висновок

В даній атестаційній магістерській роботі був проведений огляд існуючих систем введення нанорошків в розплавлену масу металу, розглянуто вплив наноксидів на зносостійкість при абразивному зношуванні та сухому терті металу о метал. Проведені дослідження показали:

1) Випробування показали що при введенні в зварювальну ванну наноксидів алюмінію та титану шляхом закріплення на поверхні за допомогою ґрунтовки зносостійкість збільшується. При об'ємному вмісті 0,5% вплив на збільшення зносостійкості Al_2O_3 та TiO_2 практично однаковий. Значне підвищення зносостійкості спостерігалось при введенні 5% Al_2O_3 , а саме в 1.4 рази. Виявлено що концентрація наноконпонентів прямопропорційно впливає зносостійкість, незалежно від консистенції ґрунтовки.

2) З результатів металографічного аналізу встановлено, що при наплавленні вихідного валика дротом ПП-АН-180 формується структура заевтектичного чавуна характеризується достатньо крупними цементитними виділеннями в аустенітній матриці. Структура металу валика з наноксидом 1% Al_2O_3 характеризується більш розвиненою аустенітною матрицею. Цементитні виділення витягнутої форми мають менші розміри порівняно зі структурою вихідного валика. У випадку використання 5% Al_2O_3 спостерігається суттєва дисперсність цементитних виділень, що і визначає підвищення зносостійкості такої структури.

3) Випробування на машині тертя СМЦ-2 показали що при порівняно однаковій збільшенні зносостійкості втрати по масі у разі використанні Al_2O_3 менші, порівняно з TiO_2 . Максимальний ефект спостерігається при введенні в концентрації 0,5%, втрати знижуються майже в 3.2 рази. Однак втраті по масі при введенні наноксиду SiO_2 менші в порівнянні з TiO_2 та Al_2O_3 , аж до максимального ефекту при 10% концентрації SiO_2 в 2,8 рази.

4) За результати досліджень мікроструктури металу наплавленого дротом ПП-Нп-40Х13 в загальному випадку у всіх зразках утворилась композиція, яка складається з мартенситу та феритної матриці, спостерігається помітно менша блочність мартенситних виділень з менш розвиненою голчастою будовою. При наплавленні дротом 25ХГ2С – метал вихідного валика має бейнітну структуру з незначною кількістю мартенситної складової, метал модифікований SiO_2 – має чисто мартенситну структуру, що і визначає підвищення зносостійкості.

4 ОХОРОНА ПРАЦІ ТА БЕЗПЕКА В НАДЗВИЧАЙНИХ СИТУАЦІЯХ

Для дотримання охорони праці та вимог безпеки при наплавленні необхідно виконувати комплекс заходів, пов'язаних з вимогами охорони праці, санітарних правил і норм, а також інструкцій з вимоги безпеки.

Основні правила охорони та безпеки праці при наплавленні. Наплавочні роботи мають ряд особливостей, тому порушення правил безпеки та виробничої санітарії може призвести до тяжких наслідків - ураження електричним струмом, опіків, слъозотеча, отруєння газами і т. д. До наплавних робіт допускаються особи не молодше 18 років, які пройшли спеціальне навчання і здали технічний мінімум за правилами безпеки праці. Метою даного розділу є забезпечення вимог і належного організації праці при електродуговому наплавленні.

4.1 Аналіз шкідливих і небезпечних виробничих факторів.

Як правило, процеси зварювання, наплавлення, різання, напилення, пайка металів та інші споріднені процеси супроводжуються рядом шкідливих і небезпечних виробничих наслідків.

При виконанні наплавочних робіт на працівників можливий вплив таких шкідливих і небезпечних виробничих факторів:

- вплив шкідливих речовин;
- ультрафіолетове, інфрачервоне та видиме випромінювання;
- електричний струм;
- іскри, бризки і викиди розплавленого металу;
- механізми і вироби, що рухаються.
- підвищену запиленість і загазованість повітря робочої зони;
- видиме й інфрачервоне випромінювання зварювальної дуги;
- інфрачервоне випромінювання зварювальної ванни і зварювальних виробів;

- електромагнітні поля
- підвищена температура поверхні деталей після наплавлення.

При наплавленні в зону дихання працюючих можуть потрапляти зварювальні аерозолі, у складі яких присутні оксиди різноманітних металів (марганцю, хрому, нікелю, міді, титану, алюмінію, заліза, вольфраму тощо) та інші сполуки, а також токсичні гази (оксид вуглецю, оксиди азоту, озон, фтористий водень, тетрафтористий кремній та ін.). Кількість, склад і токсичність зварювальних аерозолів залежать від хімічного складу зварювальних матеріалів і виду технологічного процесу [101].

Інтенсивність випромінювання зварювальної дуги в оптичному діапазоні та його спектр залежать від потужності дуги, матеріалів, що застосовуються, захисних і плазмоутворюючих газів. Через відсутність захисту можливі пошкодження органів зору (електроофтальмія, катаракта тощо) та опіки шкіряного покриву. Негативний вплив на здоров'я може здійснювати інфрачервоне випромінювання попередньо підігрітих виробів, нагрівальних пристроїв (порушення терморегуляції, теплові удари).

При роботі з електричними установками може статися ураження струмом, причиною якого може бути дотик до відкритих струмоведучих частин, які перебувають під напругою: до знеструмлених струмоведучих частин, на яких напруга виникає випадково; до неструмоведучих частин, що виявилися під напругою через дефекти ізоляції; враження електричною дугою і кроковою напругою.

До небезпечних виробничих факторів також відносять: вплив електричного струму, іскри та бризки, викиди розплавленого металу і шлаку; можливість вибуху балонів і систем, що перебувають під тиском; рухомі механізми і вироби.

Причиною ураження електричним струмом може бути дотик до відкритих струмоведучих частин, які перебувають під напругою: до знеструмлених струмоведучих частин, на яких напруга виникає випадково; до

неструмоведучих частин, що виявилися під напругою через дефекти ізоляції; враження електричною дугою і кроковою напругою.

Застосування відкритих зварювальних дуг, газового полум'я, струменів плазми, наявність іскор, бризок і викидів розплавленого металу і шлаку під час наплавлення не лише створюють можливість опіків, а й підвищують небезпеку виникнення пожежі. Остання може виникнути і під час зварювання використанням горючих газів і кисню, експлуатації посудин, що працюють під тиском, відмінним від атмосферного.

При виконанні зварювальних робіт на висоті й відсутності при цьому відповідних захисних засобів можливе падання робітників. Машини, рухомі механізми, вироби, через відсутність захисних пристроїв можуть призвести до травмування робітників.

Характеристику небезпечних та шкідливих виробничих факторів при зварюванні і споріднених процесах наведено в табл. 2.1.

Таблиця 4.1. Небезпечні та шкідливі виробничі фактори при наплавленні

Шкідливі виробничі фактори										Небезпечні виробничі фактори			
Шкідливі речовини	Випромінювання в оптичному діапазоні			Електромагнітні поля	Магнітні поля	Іонізуючі випромінювання	Шум	Ультразвук	Статичне навантаження на	Електричний струм	Іскри, бризки і викиди розплавленого металу	Механізми і вироби, що	Системи, які знаходяться під тиском
	Ультрафіолетове	Видиме	Інфрачервоне										
xx	x	xx	x	-	-	-	-	-	x	xx	x	x	x

Примітки: xx – інтенсивний фактор; x – помірний фактор; (-) – незначний фактор чи його відсутність.

4.2 Інженерні рішення для забезпечення безпеки праці

Виходячи з шкідливих і небезпечних виробничих факторів при наплавленні основною проблемою є виділення шкідливих речовин при електродуговому наплавленні. Для вирішення цієї проблеми будемо використовувати припливно-витяжну систему вентиляції.

4.2.1. Загальні вимоги до систем вентиляції

Вентиляція – процес повітрообміну у виробничих приміщеннях, який забезпечує нормовані значення параметрів мікроклімату та чистоту повітря.

При проектуванні вентиляції необхідно дотримуватися таких вимог:

1. Вентиляція повинна забезпечувати необхідну чистоту повітря та параметри мікроклімату виробничого приміщення в відповідності з ГОСТ 12.1.005-88.

2. Загальнообмінна вентиляція повинна забезпечувати ефективний баланс між об'ємами повітря, що надходять в приміщення та видаляються з нього.

3. Система вентиляції не повинна створювати додаткових шкідливих і небезпечних факторів (переохолодження, перегрів, шум, вібрація, пожежовибухонебезпека).

4. Вентиляційне обладнання не повинно заважати рухові внутрішньоцехового транспорту, знижувати продуктивність праці, впливати на якість зварювання.

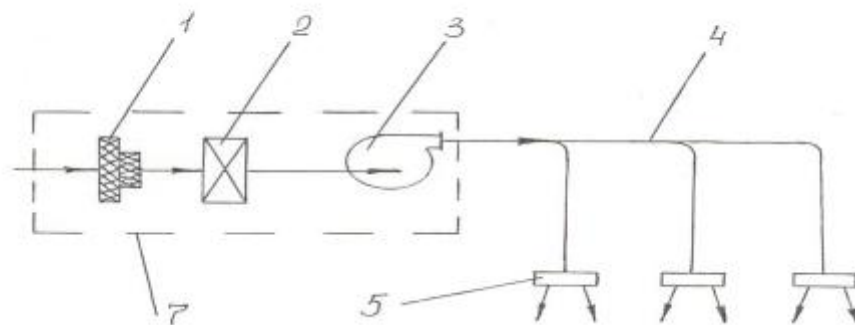
5. Вентиляція повинна забезпечувати економічність та надійність при експлуатації.

4.2.2. Припливно-витяжна система вентиляції

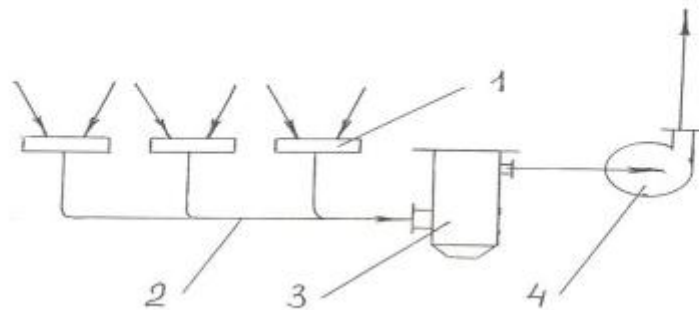
Припливно-витяжна система вентиляції складається з двох окремих систем – припливної та витяжної (рис 4.1), які одночасно подають у приміщення чисте повітря та витягують із нього забруднене. Припливно-витяжні системи є найбільш поширеними у промисловості, тому що вони

більш повно задовольняють умовам створення нормованих параметрів повітря у робочій зоні виробничих приміщень.

При припливно-витяжній вентиляції розрізняють чотири основні схеми організації повітрообміну при загальнообмінній вентиляції: зверху вниз, зверху вгору, знизу вгору, знизу вниз.



а)



б)

Рисунок 4.1. Схеми механічної вентиляції:

а) припливна: 1 – пилоочисний фільтр; 2 – калорифер; 3 – вентилятор; 4 – магістральний повітровід; 5 – вентиляційні нагнітальні насадки;

б) витяжна: 1 – вентиляційні забірні насадки; 2 – магістральний повітровід; 3 – очисник забрудненого повітря; 4 – вентилятор

Схеми зверху вниз забезпечують подачу повітря вгору та витяжку вниз (від підлоги) приміщення. В схемі зверху вгору повітря подається та

видаляється у верхній зоні приміщення. Обидві схеми доцільно застосовувати у випадку, якщо припливне повітря має температуру, нижчу температури приміщення.

Схема знизу вверху передбачає подачу повітря у нижню зону, а віддалення з верхньої схеми знизу вниз - подачу та віддалення знизу приміщення. Ці дві схеми рекомендується використовувати тоді, коли температура припливного повітря у холодний період року вища температури внутрішнього повітря.

Якщо у виробничому приміщенні виділяються пари або гази з щільністю, яка перевищує щільність повітря (пари кислот, бензину, керосину і т. п.), то загальнообмінна вентиляція повинна забезпечити видалення 60% з нижньої зони приміщення та 40% - з верхньої. Якщо щільність газів менша щільності повітря, віддалення забрудненого повітря відбувається у верхній зоні, а подача - безпосередньо у робочу зону.

Обсяг припливу повітря у приміщення має відповідати обсягу витяжки. Різниця між цими обсягами не повинна перевищувати 10...15%. Для виключення витоків із приміщень з підвищеним рівнем забруднення обсяг повітря, що видаляється з них, повинен перевищувати обсяг припливного повітря. У такому приміщенні створюється незначне зниження тиску в порівнянні з тиском у зовнішньому середовищі або в суміжних приміщеннях, куди не повинні проникати шкідливі речовини. Можлива організація повітрообміну, коли обсяг припливного повітря більший обсягу повітря, що видаляється. При цьому в приміщенні створюється надлишковий тиск у порівнянні з атмосферним, що виключає проникання забруднюючих речовин у дане приміщення.

При організації повітрообміну свіже повітря необхідно подавати в ті частини приміщення, де концентрація шкідливих речовин мінімальна, а видаляти з найбільш забруднених зон.

Іноді для зменшення витрат теплоти у холодний період року або холоду при кондиціюванні повітря у теплий період року застосовуються системи із

рециркуляцією відпрацьованого повітря (до зовнішнього повітря підмішується частина витяжного повітря).

4.3 Розрахунок інженерного рішення

Згідно з ДСТУ 2456-94 вентиляція повинна використовуватись при наплавочних роботах при електродуговому наплавленні. В інших випадках може використовуватись загальнообмінна вентиляція.

Кількість повітря, яку належить видалити або подати вентиляційною установкою (необхідний повітрообмін виробничих приміщень L в м³/год) визначається різними методами в залежності від конкретних умов: за інтенсивністю виділення шкідливих речовин в повітря приміщення, за заданою швидкістю всмоктування повітря біля джерела утворення аерозолі та газів, за емпіричними формулами або повітрообміном, що рекомендується.

Визначаємо кількість повітря, яку видалятиме запропонований відсмоктувач, якщо розміри воронки $d = 0,3$ м (малюнок 4.2).

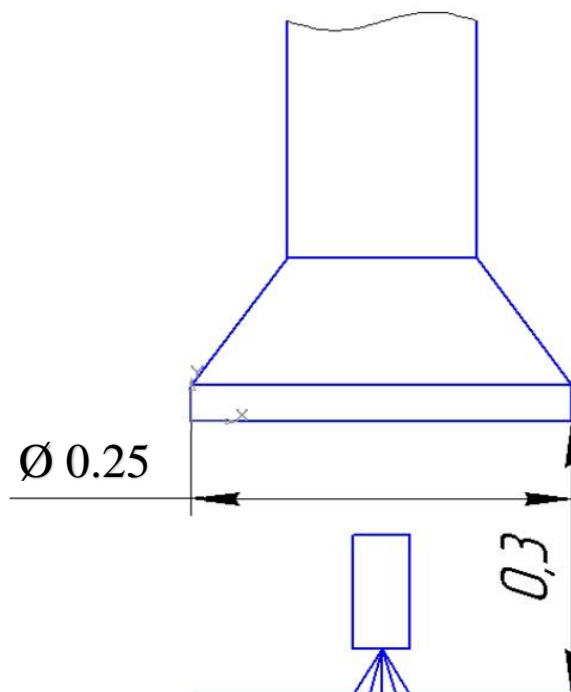


Рис. 4.2. Місцевий відсмоктувач (розміри вказані у метрах).

Витрати повітря, що видаляється відсмоктувачем, визначають по формулі 4.1

$$L_0 = 3600 \cdot V_0 \cdot F_{\Pi}, \quad (4.1)$$

де V_0 – швидкість повітря в отворі відсмоктувача, м/с;

F_{Π} - площа отвору воронки, м^2 ; $F_{\Pi} = 0,06 \text{ м}^2$;

V_x - швидкість повітря в зоні зварювання, $V_x = 0,3 \text{ м/с}$

Швидкість повітря в отворі відсмоктувача розраховують по формулі 4.2

$$V_0 = 16 \cdot V_x \cdot (x / d)^2, \quad (4.2)$$

де x – відстань від вхідного отвору воронки до зони зварювання, м; $x = 0,3 \text{ м}$;

d – діаметр вхідного отвору, м; $d = 0,25 \text{ м}$;

$$V_0 = 16 \cdot 0,3 \cdot (0,3 / 0,25)^2 = 6,9 \text{ м/с},$$

$$L_0 = 3600 \cdot 6,9 \cdot 0,06 = 1490,4 \text{ м}^3/\text{год}.$$

З розрахунків видно, що відсмоктувач видаляє не всі шкідливі речовини, а лише 80% повітря з зони наплавлення. Для видалення решти повітря необхідно застосовувати загальноцехову вентиляцію.

4.4 Вимоги безпеки в надзвичайних ситуаціях

4.4.1 Пожежна безпека

Згідно з НАПБ Б.07.005-86 приміщення, у яких виконуються зварювальні роботи, за вимогами вибухопожежної небезпеки належить до категорії Г (негорючі речовини й матеріали у гарячому, розжареному, розплавленому станах, процеси обробки яких супроводжуються виділенням променистої теплоти, іскор та полум'я; горючі гази, рідини, тверді речовини, які спалюються чи утилізуються у вигляді палива).

Згідно з ДНАОП 0.00-1.21-98 [102] та ДНАОП 0.00-1.32-01 [103] у приміщенні виділяється зона II-Па, де обертаються тверді горючі речовини. Категорія за БЕМЗ (безпечний експериментальний зазор між фланцями оболонки, мм) – ПА ($> 0,9 \text{ мм}$). Група вибухобезпеки сумішей (за температурою самозапалювання) – ТІ (ТС) В $> 450 \text{ }^\circ\text{C}$. Ступінь вогнестійкості будівлі – І (не допускається поширення вогню на основні

будівельні конструкції), мінімально допустиме обмеження вогнестійкості – 2,5 год, максимально допустиме обмеження поширення вогню для внутрішніх стін – 25 см.

При класі пожежі Е, що пов'язані з електроустановками, використовують такі вогнегасні засоби як CO₂ та галоїдовуглеводні.

Пожежна безпека (ГОСТ 12.1.004-85) забезпечується:

- запобігання спалаху ізоляції при КЗ за рахунок максимального струменевого захисту;
- запобігання утворення горючого середовища за рахунок надійної герметизації обладнання, обмеженням застосування і зберігання горючих і вибухонебезпечних речовин;
- застосування пожежної сигналізації з датчиком (ИДФ-I, ДПІД і др.);
- використанням вогнегасників (клас пожежі В): ОХП-10, ОХВП-10, ОВП-7, ОХ-7, ОП-10А; для класу пожежі Е вогнегасники типу УО, ОП-10А (вибрати тип і кількість відповідно до НАПБ Б.07.005-86).

При організації технологічного процесу дотримуються усіх вимог електростатичної іскробезпеки (ГОСТ 12.1.018-79).

Передбачається також аварійне зливання пожежонебезпечних рідин, аварійне втручання горючих газів із апаратури.

Рекомендована періодична очистка робочого місця цеху, апаратури від горючих відходів, відкладання пилу, вилучення пожежонебезпечних відходів виробництва, заміна ЛВЖ і ГЖ на пожежонебезпечні технічні миючі засоби.

Передбачено пристрої, які забезпечують обмеження поширення пожежі (описати конкретно).

Приміщення обладнується засобами колективного та індивідуального захисту людей від небезпечних факторів пожежі та протидимного захисту.

Тип виконання електрообладнання в приміщенні повинен відповідати класу зони пожежо- та вибухобезпечності.

4.4.2 Вимоги безпеки в аварійних ситуаціях

У випадку пробою електричної напруги на корпус зварювального агрегату необхідно відключити рубильник і довести до відома про це майстра або начальника дільниці.

У випадку потрапляння кого-небудь під напругу, необхідно відключити зварювальний агрегат від мережі, покласти потерпілого на дерев'яний настил, підклавши під голову ватник, викликати лікаря за телефоном 103 і, якщо це необхідно, зробити постраждалому штучне дихання.

У випадку загорання зварювального агрегата необхідно відключити рубильник і приступити до гасіння пожежі за допомогою вогнегасника.

Кожен робітник і службовець, що виявив пожежу або загорання, зобов'язаний:

- негайно сповістити про це в заводську пожежну охорону за телефоном 101;
- приступити до гасіння вогню пожежі наявними в цеху (на дільниці) засобами пожежогасіння (вогнегасник, пісок, пожежний кран тощо);
- викликати до місця пожежі посадових осіб (начальника цеху, дільниці).

У випадку одержання травми необхідно довести до відома про це майстра, начальника дільниці та звернутися в медпункт.

Висновки

В першому розділі атестаційної магістерської роботи був проведений огляд існуючих систем введення нанорошків в розплавлену масу металу, оброблено масив науково-технічної літератури.

Нанокристалічні матеріали мають ряд ексклюзивних властивостей у порівнянні з матеріалами з традиційним розміром зерен. Вони мають підвищену міцність та високі трибологічні параметри. Працездатність нанокристалічних матеріалів дуже висока завдяки їх підвищеній пластичності в умовах низьких температур. Виходячи з цього, диспергування структури до рівня нанорозмірів має перспективу з точки зору створення нового класу матеріалів з підвищеними експлуатаційними властивостями, та удосконалення технологічних процесів обробки традиційних конструкційних матеріалів.

У практиці досліджень зносостійкості матеріалів накопичений великий обсяг інформацію про визначення залежності твердість – зносостійкість. Деякі з результати показані графічним образом.

Вивчення впливу структури на зносостійкість сталей в умовах абразивного тертя показали, що мінімальну зносостійкість має ферит, потім перліт та продукти розпаду мартенситу – сорбіт, тростит, бейніт. Однак їх практичне застосування для підвищення зносостійкості, в умовах абразивного зношування, не рекомендується – їх твердість низька. Структурою, здатною виконувати роль матриці сплаву, є залишковий метастабільний аустеніт, що зазнає $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення з прошарком мартенситу деформації мікротвердістю $H_{50} = 8-9$ ГПа. Для забезпечення високої зносостійкості сплав повинен містити 50-80% зміцнюючої фази, розташованої в аустенітно – мартенситній матриці при співвідношенні $M/A = 80/20 \dots 60/40$.

Таким чином, з усіх структур залізовуглецевих сплавів максимальну зносостійкість в умовах абразивного тертя має залишковий аустеніт,

незважаючи на свою невисоку вихідну твердість, що значно нижче твердості як мартенситу, так і цементиту

Аналіз літератури вказує на перспективність застосування нанопорошків в наплавленому металу. Більш детально для наплавлення це висвітлено у роботі Зернина Е.А (30), стосовно зварювання потрібні ще дослідди.

В другому розділі атестаційної магістерської роботи був проведений огляд існуючих систем введення нанорошків в розплавлену масу металу, вибрані найдоцільніше обладнання.

В процесі експлуатації виходять з ладу деталі конструкцій, достатньо великий обсяг яких працює в умовах абразивного зношення та сухого тертя металу о метал. Існуючі технології вичерпали більшість варіантів рішення проблемі збільшення довговічності конструкцій та деталей машин. Тому дослідження в цьому напрямку являє собою перспективний напрям.

До дослідження вибране базове обладнання для наплавлення, автомат АД-231 типу АДФ1204 з джерелом КИУ-1201 та напівавтомат КП-004УЗ з джерелом живлення КИГ-401. Дослідження були реалізовані за 2-ма схемами: в першій використовувалася сталь Ст3сп і вводилися тільки нанооксиди. За другою схемою використовувалася сталь 09Г2С, вводили приготовані в заданих об'ємних співвідношеннях суміші або нанопорошок, попередньо змішувані з ґрунтовкою ГФ-021 і наносили тонким шаром по ширині валика на довжину наплавлення. Суміш ґрунтовки була різної консистенції – рідка та густа.

Як матеріал наплавлення використовувалися: самозахисний порошковий дріт АН-180, ПП-Нп-40Х13, самозахисним порошковим дротом, наплавлений шар якого відповідає сталі 25ХГ2С.

Випробування наплавлених шарів та покриттів проводилися на машині тертя СМЦ-2, яка призначена для випробування матеріалів на

зношування і визначення їх фрикційних властивостей в умовах тертя ковзання і тертя кочення при нормальних температурах.

Випробування покриттів на основі бронзового порошку ПГ-19М з додаванням аеросилу (SiO_2) проводилося на спеціально розробленій машині тертя на основі пристрою для оцінки ефективності зміцнюючих і тонкоплівкових технологій «Эхо-1». Випробування на абразивне спрацьовування проводили на установці ЛКИ-3 за схемою зношування через абразивний прошарок.

Мікроструктуру досліджували методами оптичної та електронної металографії з використанням оптичного мікроскопа NEOPHOT-32 і растрового електронного мікроскопа JEOL JSM-840, обладнаного платою захоплення зображень MicroCapture з наступним виводом зображення на екрані персонального комп'ютера.

В третьому розділі атестаційної магістерської роботи були приведені результати дослідів, які показали:

1) Випробування показали що при введені в зварювальну ванну наноксидів алюмінію та титану шляхом закріплення на поверхні за допомогою ґрунтовки зносостійкість збільшується. При об'ємному вмісті 0,5% вплив на збільшення зносостійкості Al_2O_3 та TiO_2 практично однаковий. Значне підвищення зносостійкості спостерігалось при введені 5% Al_2O_3 , а саме в 1.4 рази. Виявлено що концентрація наноконпонентів прямопропорційно впливає зносостійкість, незалежно від консистенції ґрунтовки.

2) З результатів металографічного аналізу встановлено, що при наплавленні вихідного валика дротом ПП-АН-180 формується структура заевтектичного чавуна характеризується достатньо крупними цементитними виділеннями в аустенітній матриці. Структура металу валика з наноксидом 1% Al_2O_3 характеризується більш розвиненою аустенітною матрицею. Цементитні виділення витягнутої форми мають менші розміри порівняно зі

структурою вихідного валика. У випадку використання 5% Al_2O_3 спостерігається суттєва дисперсність цементитних виділень, що і визначає підвищення зносостійкості такої структури.

3) Випробування на машині тертя СМЦ-2 показали що при порівняно однаковій збільшенні зносостійкості втрати по масі у разі використанні Al_2O_3 менші, порівняно з TiO_2 . Максимальний ефект спостерігається при введенні в концентрації 0,5%, втрати знижуються майже в 3.2 рази. Однак втраті по масі при введенні наноксиду SiO_2 менші в порівнянні з TiO_2 та Al_2O_3 , аж до максимального ефекту при 10% концентрації SiO_2 в 2,8 рази.

4) За результати досліджень мікроструктури металу наплавленого дротом ПП-Нп-40Х13 в загальному випадку у всіх зразках утворилась композиція, яка складається з мартенситу та феритної матриці, спостерігається помітно менша блочність мартенситних виділень з менш розвиненою голчастою будовою. При наплавленні дротом 25ХГ2С – метал вихідного валика має бейнітну структуру з незначною кількістю мартенситної складової, метал модифікований SiO_2 – має чисто мартенситну структуру, що і визначає підвищення зносостійкості.

ПЕРЕЛІК ПОСИЛАНЬ

1. В.В.Скороход, І.В.Уварова, А.В.Рагуля. Фізико-хімічна кінетика в наноструктурних системах. – Київ: Академперіодика, 2001. – 180 с.
2. Зенкин Н. А. Повышение эксплуатационных характеристик композиционных материалов путем оптимизации упрочняющих технологий: монография / Н.А. Зенкин, В.И. Копылов. - К.: Глав. спец. ред. лит. языками нац. меньшинств Украины, 2002. - 272 с.
3. Брыков М. Н. Износостойкость сталей и чугунов при абразивном изнашивании / М.Н. Брыков, В.Г. Ефременко, А.В. Ефременко. - Херсон: Гринь Д.С., 2014. - 364 с.
4. Хрущов М. М. Абразивное изнашивание / М.М. Хрущов, М.А. Бабичев. - М.: Наука, 1970. - 251 с.
5. Крагельский И. В. Трение и износ / И.В. Крагельский. – М.: Машиностроение, 1968. - 480 с.
6. Ткачев В. Н. Износ и повышение долговечности рабочих органов почвообрабатывающих машин / В.Н. Ткачев. - М.: Машиностроение, 1964. - 375с.
7. Костецкий Б. И. Трение, смазка и износ в машинах / Б.И.Костецкий, И.Г. Носовский. - К.: Техника, 1970. - 396 с.
8. Хрущов М. М. Развитие учения об износостойкости машин и механизмов // Трение и износ. - 1998. - №1. - с. 124-135.
9. Савицкий К.В. О сопротивлении изнашиванию металлов и сплавов при трении об абразивную поверхность / Савицкий К.В. - М.: Изв. ВУЗов. Физика. №2. -1958.
10. Кузнецов В. Д. Износостойкость наплавленного металла типа углеродистых и хромомарганцевых сталей в условиях сухого трения металла по металлу / В.Д. Кузнецов, Д.В. Степанов, В.А. Маковой, Я.П. Черняк // Автоматическая сварка. - 2013. - №6. – с. 44-47.
11. Сидоров А. И. Восстановление деталей машин напылением и наплавкой / А.И. Сидоров. - М.: Машиностроение, 1987. - 192 с.
12. Мазель Ю. А. Классификация сплавов на основе железа для восстановительной и упрочняющей наплавки/ Ю.А. Мазель, Ю.В. Кусков, Г.Н. Полищук // Сварочное производство. 1999. - № 4. - с. 35-38.

13. Матеріали зварювальні. Зварювальні матеріали для наплавлення (EN 14700: 2005 IDT): ДСТУ EN 14700: 2008. – [Чинний від 2011-01]. – К.: Держспоживстандарт України, 2008. – (Нац. стандарт України).
14. Рябцев И. И. Гармонизация стандартов на наплавочные материалы в соответствии с требованиями европейского стандарта EN 14700 «Сварочные материалы - Сварочные материалы для наплавки» / И.А. Рябцев, Н.А. Проценко // Сварщик, 2007. - № 6. - с. 30-36.
15. Longo F. N. Handbook of coating recommendations/ F. N. Longo.– New York: Metco Inc., 1972.– 212 p.
16. Simple tests aid development of alloys for thermal spraying/ H.Griffiths, F.Weld, G. R. Bell, C. Eng // Proc. 9th Int. Thermal Spray. Conf.– Hague, 1980.–P. 162–166.
17. Metco Inc. USA. The revolutionary new Metco type N metallizing system.— S. 1.— 10 p.
18. Schwarz E. Verschleissfestes Hartbeschichten durch Plasma– und Flammsschickspritzen (Detonationsspritzen)/ E. Schwarz // Werkstatt und Betrieb.– 1977.–110, N 10.– S. 724–729.
19. Тененбаум М.М. Износостойкость конструкционных материалов и деталей машин / Тененбаум М.М. - М.: Машиностроение, 1966. - 331 с.
20. Долговечность оборудования огнеупорного производства / [Попов В.С., Брыков Н.Н., Дмитриченко Н.С., Приступа П.Г.]. — М.: Металлургия, 1978. — 232 с.
21. Шеенко И.Н. Современные наплавочные материалы на основе тугоплавких соединений / Шеенко И.Н. - Киев.: Наукова думка, 1975. - 239 с.
22. Тихонович В. И. Основы повышения износостойкости литых сплавов / В. И. Тихонович Сборник научных трудов. Литые износостойкие материалы. ИПЛ АН УССР, 1978. – 140с.
23. Попов В. С. Металловедческие аспекты износостойкости сталей и сплавов / В.С. Попов, Н.Н. Брыков. - Запорожье: В.П.К. «Запоріжжя», 1996. - 180 с.
24. Ямпольский Г.Я. Косвенная оценка абразивной износостойкости деталей по характеристикам, определяемым внедрением и царапанием индентором / Г. Я. Ямпольский, И. В. Южаков, Ю. К. Калугин и др. // Износ в машинах и методы защиты от него. - М.: Машиностроение, 1985. - С.59-60.
25. Кузнецов В.Д. Порівняльна оцінка зносостійкості поверхневих шарів різного складу в умовах тертя без мащення та абразивного зношування.
26. Попов. С. М. Триботехнічні та матеріалознавчі аспекти руйнування сталей і сплавів при зношуванні: Навчальний посібник / С.М. Попов, Д.А. Антонюк, В.В. Нетребко. - Запоріжжя: ВАТ «Мотор Січ», 2010. - 368 с.

27. Боуден Ф. Трение и смазка твердых тел / Ф. Боуден, Д. Тейбор - М.: Машиностроение, 1968. - 543 с.
28. Рябцев И. А. Наплавка деталей машин и механизмов / И.А. Рябцев. - К.: Экотехнология, 2004. - 160 с.
29. Кусков Ю.М. Электрошлаковая наплавка / Ю.М. Кусков, В.Н. Скороходов, И.А. Рябцев, И.С. Сарычев. - М.: Наука и технологии, 2001. – 179с.
30. Зернин Е.А. Способы модифицирования наплавленного металла наноструктурированными порошками для увеличения механических свойств сварных соединений / Е. А. Зернин, А. М. Кузнецов // НиТПУ. – 2000. – С 1-7.
31. Гладкий П.В. Микролегирование и модифицирование износостойкого наплавленного металла. / П.В. Гладкий, Г.С. Микаелян // Наплавленный металл. Состав, структура, свойства. – К.: ИЭС им. Е.О. Патона, 1992. – С. 33-36.
32. Новые материалы. Под ред. Ю.С. Карабасова – М.: МИСИС, 2002 – 736 с.
33. Алымов М. И. Механические свойства нанокристаллических материалов/ М. И. Алымов. – М.: МИФИ, 2004. – 32 с.
34. Vinogradov A.Yu., Agnew S.R. Nanocrystalline Materials: Fatigue / in Encyclopedia of Nanotechnology/ A.Yu. Vinogradov, S.R. Agnew. – N.Y.: Marcel Dekker, 2004.– P.2269–2288.
35. Влияние модификации керамическими нанодисперсиями металлов и сплавов на их свойства/ В. А. Полубояров, Гао Хонг, Чен Меилинг [и др.] //Вторая Всероссийская конференция по наноматериалам «НАНО 2007» 13 – 16 марта 2007 года, Новосибирск.– С. 75
36. D.V. Shtansky et al.: Surface and Coatings Tecnology, 2001.– Vol.148, № 2–3.– 204–213 pp.
37. Н.И. Смирнов, М.В. Прожега, М.А. Даниличев // Междунар. конф. Нанотехнологии и их влияние на трение, износ и усталость в машинах. 14—15.12. 2004.– Москва, ИМАШ, 2004.– С.11.
38. Наноматериалы. Классификация, особенности свойств, применение и технологии получения/ Б. М. Балоян, А.Г. Колмаков, М.И. Алымов, А. М. Кротов. Учебное пособие Международный университет природы, общества и человека «Дубна» Филиал «Угреша».– М. 2007.– С.125.
39. Морохов И.Д. Ультрадисперсные металлические среды/ И. Д. Морохов, Л. И.Трусов, С. П. Чижик.– М.: Атомиздат, 1977.– 264 с.
40. Газотермическая обработка керамических оксидов / М. Н. Бодяко, Ф.Б. Вурзель, Е.В. Кремко [и др.]; Под ред. О. В. Романа. – Минск: Наука и техника, 1988.– 223 с.

41. Состояние и перспективы создания композиционных порошков и покрытий с наноразмерными ингредиентами / Ф.И. Пантелеенко, Ф.Г. Ловшенко, А.В. Рогачев и др.// Материалы, технологии и оборудование для упрочнения и восстановления деталей машин.— VII «Технопринт», 2003.— С. 14–15.
42. В.Д. Кузнецов, В.М. Пашенко, І.В. Смирнов, Д.В. Степанов // Науково-технічний журнал Проблеми тертя та зношування. Київ НАУ 2014 №2(63); с. 85-91.
43. Владиславлев А.А., Алисин В.В., Рошин М.Н. // Междунар. конф. Нанотехнологии и их влияние на трение, износ и усталость в машинах. 14—15.12. 2004.— Москва, ИМАШ, 2004.— С.17.
44. Соколов Г.Н. Влияние нанодисперстных карбидов WC и никеля на структуру и свойства наплавленного металла / Соколов Г.Н., Трошков А.С., Лысак И.В., Самохин А.В., Благовещенский Ю.В., Алексеев А.Н., Цветков Ю.В. // Сварка и диагностика. – 2011. – №3. – с. 36-38.
45. Костиков В. И. Плазменные покрытия / В.И. Костиков, Ю.А. Шестерин. – М.: Машиностроение, 1978. - 160 с.
46. Вайнерман А.Е. Плазменная наплавка металлов / А.Е. Вайнерман, М.Х. Шоршоров, В.Д. Спиридонов, В.С. Новосадов. - Л: Машиностроение, 1969. - 191 с.
47. Спиридонов И.В. Плазменные и лазерные методы упрочнения деталей машин / [И.В. Спиридонов, О.С. Кобяков, И.Л. Куприянов и др.]; под ред. В.И. Гагина. - Минск: Высшая школа, 1988. - 154 с.
48. Морохов И.Д., Петин В.И., Трусов Л.И. [и др.]// Успехи физ. Наук. 1981.— Т.133.— С. 565.
49. Копылов В. И. Комбинированные способы получения порошковых смесей с нанокристаллическими составляющими для газотермических покрытий В. И. Копылов, И. В. Смирнов, И. А. Селиверстов // Материаловедение тугоплавких соединений: достижения и проблемы: Междунар. науч.–техн. конф., 19 жовт. 2008р.: тезисы докл. — Киев, 2008.— С. 196.
50. Смирнов И. В. Формирование плазменных покрытий при использовании плакированных и ультрадисперсных керамических порошков / И. В. Смирнов // Вісник НТУУ “Машинобудування”. – 2011. – №61. –С. 117–122.
51. Опарин Л. Н. Свойства металла, наплавленного электродуговым способом с подачей присадочного порошка в сварочную ванну. В сб.: Наплавленный металл. Состав, структура, свойства. Киев: ИЭС им. Патона НАНУ. 1992. с. 35-36.
52. Kivinema E.L., Olson D.L., Maltock D.K. Particulate-reinforced metal matrix composite as a weld deposit. Welding J. 1995. No.3. p.83-92

53. Курлов А. С., Гусев А. И. Фазовые равновесия в системе W-C и карбиды вольфрама. Успехи химии. – 2006. – т.75. – №7. – С.687-700.
54. Гусев А. И. Эффекты наноструктурного состояния в компактных металлах и соединениях // Усп. физ. наук. – 1998. –168. –С. 29-58
55. Р.З.Валиев, А.Н.Вергазов, В.Ю.Герцман.
Кристаллогеометрический анализ межкристаллитных границ в практике электронной микроскопии. – М.: Наука, 1991. – 230 с.
56. Р.А.Андриевский, А.М.Глезер. Размерные эффекты в нанокристаллических материалах. 1. Особенности структуры. Термодинамика. Фазовые равновесия. Кинетические явления. ФММ, 1999, т. 88, № 1, с. 50-73; 2. Механические и физические свойства.// Физика металлов и металловедение. – 2000. – Т. 89, № 1. –С. 91–112.
57. Н.И.Носкова, Р.Р.Мулюков. Субмикрокристаллические и нанокристаллические металлы и сплавы. – Екатеринбург: УрО РАН, 2003. – 279 с.
58. Gleiter H. Nanostructured materials: basic concepts and microstructure // Acta mater. –2000. – V. 48. – P. 327-341.
59. Валиев Р.З., Александров И.В. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. Москва: Логос, 2000. – 272 с.
60. N.R. Tao, Z.N.Wang, W.P.Tong et al. An investigation of surface nanocrystallization mechanism in Fe induced by surface mechanical attrition treatment // Acta Mater. – 2002. – V. 50. – P. 4603–4616.
61. . Umemoto M., Todaka Y., Li J. and Tsuchiya K. Nanocrystalline structure in steels produced by various severe plastic deformation processes // «Nanomaterials by Severe Plastic Deformation» // Materials Science Forum. – 2006. – V. 503-504. – P. 11-18.
62. В.В. Рыбин. Большие пластические деформации и разрушение металлов. –Москва: Металлургия: 1986. – 224 с.
63. Mishin O.V., Gertsman V.Yu., Valiev R.Z., G.Gottstein. Grain boundary distributions and texture in ultrafine-grained copper produced by severe plastic deformation // Scripta Mater. – 1996. – V. 35. – P. 873–878.
64. Р.З. Валиев, Р.Ш. Мусалимов. Высокорастворяющая электронная микроскопия нанокристаллических материалов // Физика металлов и металловедение. – 1994. – Т. 78, №1. – С. 114-121.
65. G. Palumbo, U. Erb, K.T. Aust. Triple line disclination effects on the mechanical behaviour of materials // Scripta Met. Mater. – 1990. – V. 24. – P. 2347–2350.
66. В.Г. Грязнов, А.Е. Капрелов, А.Е. Романов. О критической устойчивости дислокаций в микрокристаллах // Письма в ЖТФ. – 1989. – Т.15, № 2. – С.39–44.

67. V.G. Gryaznov, I.A. Polonsky, A.E. Romanov, L.I. Trusov Size effect of dislocation stability in nanocrystals // *Phys. Rev.* – 1991. – V. B44. – P.42–46.
68. А.А. Назаров Неравновесные ансамбли зернограничных дислокаций и свойства нанокристаллов. // Структура, фазовые превращения и свойства нанокристаллических сплавов / Под ред. Г.Г.Талуца и Н.И.Носковой. – Екатеринбург: УрО РАН, 1997. –С. 70–78.
69. Гуткин М.Ю., Овидько И.А.. Физическая механика деформируемых наноструктур. Т. I Нанокристаллические материалы. – Санкт–Петербург: Янус, 2003. – 158 с.
70. В.А. Поздняков, А.М.Глезер, Структурные механизмы пластической деформации нанокристаллических материалов // *Фізика твердого тела.* – 2002. – Т. 44, вып. 4. – С. 705-710.
71. Зайченко С.Г., Глезер А.М. Дислокационный механизм пластической деформации Нанокристаллических материалов // *Физика твердого тела.* –1997. Т. 39. С.2023–2028.
72. Л.Н. Ларионов. Диффузионные процессы в нанокристаллических материалах // *Металлофизика и новейшие технологии.* – 1995. – Т. 17, №1. – С.3-29.
73. Siegel R.W., Fougere G.E. Mechanical properties of nanophase metals // *Nanostr. Mat.* – 1995. – V. 6. – P. 205-216.
74. Paude C.S., Masumura R.A., Armstrong R.W. Pile-up based Hall-Petch for nanoscale materials // *Nanostructured mater.* – 1993. – V. 2, № 3. – P. 323-331
75. Lu K., Sui M.I. An explanation to the abnormal Hall-Petch relation in nanocrystalline materials // *Scripta Met. Mater.* – 1993. – V. 28. – P. 1465-1470
76. Kumar K.S., Swygenhoven H. Van, Suresh S. Mechanical behavior of nanocrystalline metals and alloys // *Acta Materialia.* – 2003. –V. 51. – P. 5743–5774.
77. Swygenhoven H. Van and Weertman J. R. Deformation in nanocrystalline metals // *Materialstoday.* – 2006. – V. 9, № 5. – P. 24-31.
78. Поздняков В.А. Механизмы пластической деформации и аномалии зависимости Холла-Петча // – *ФММ.* – 2003. – Том 96, № 1. – С.114–128.
79. Fougere G.E., Riester L., Ferber M. et. Al. Young`s modulus of nanocrystalline Fe measured by nanoindentation // *Mater. Sci. Eng.* – 1995. – V. A204. – P.1-6.
80. Патон Б. Е., Ищенко А. Я., Устинов А. И. Применение нанотехнологии неразъемного соединения перспективных легких металлических материалов для аэрокосмической техники // Там же. – 2008. – № 12. – С. 5-12.
81. Диффузионная сварка микродисперсного композита АМг 5 + 27 % Al₂O₃ с применением нанослойной фольги Ni/Al / А. Я. Ищенко, Ю. В. Фальченко, А. И. Устинов и др. // Там же. – 2007. – № 7. – С. 5-9.

82. Влияние ультрадисперсных карбидов в порошковых проволоках на свойства теплоустойчивого наплавленного металла / И. Я. Рябцев, И. А. Кондратьев, Н. Ф. Гадзыра и др. // Там же. – 2009. – № 6. – С. 13-16.
83. Gleiter K Nanostructured materials. Basic concepts and microstructure // Acta Mater. – 2000. – 48, № 1. – P. 1-29.
84. Андриевский Р. А., Глезер А. М. Размерные эффекты в нанокристаллических материалах. Особенности структуры // Физ. мет. и материаловедение. – 1999. – 88, № 1. – С. 50-73.
85. Модифицирование структуры наплавленного металла нанодисперсными карбидами вольфрама / Г. Н. Соколов, И. В. Лысак, А. С. Трошков и др., // Физика и химия обработки материалов. – 2009. – №6. – С.18-25.
86. Вайнерман А. Е., Беляев Н. В. Аргонодуговая наплавка порошков на основе карбида вольфрама на сталь для получения износостойких покрытий. Вопросы материаловедения. –2002. – №2. с. 43-46.
87. Influence of WC particle behavior on the wear resistance properties of Ni-WC composite coatings / Wu P., Dii H.M., Chen X.L., Li Z.Q., Bai H.L., Jiang E.Y. // Wear. 2004. v.257, No. 1-2, p.142-147.
88. Упрочнение металлических, полимерных и эластомерных материалов ультрадисперсными порошками плазмохимического синтеза / М. Ф. Жуков, П. Н. Черский, А. Н. Черепанов и др. // В сб.: Низкотемпературная плазма. Новосибирск: Наука. 1999. т. 14. 312 с.
89. Комшуков В. П., Черепанов А. Н., Протопопов Е. В. Модифицирование металла нанопорошковыми инокуляторами в кристаллизаторе сортовой машины непрерывного литья заготовок. Теоретическое обоснование. // Изв. ВУЗов. Черная металлургия. – 2008. – №8. с. 10-11.
90. Курлов А. С., Назарова С. З., Гусев А. И. Магнитная восприимчивость и термическая стабильность размера частиц нанокристаллического карбида вольфрама WC. ФТТ. – 2007. – т.49. – №9. С.1697-1703
91. Ying-chun Zhu, Ken Yukimura, Chuan-xian Ding, Ping-yu Zhang, Tribological properties of nanostructured and conventional WC-Co coatings deposited by plasma spraying. Thin Solid Films. 2001. v.388. No.1-2, p.277-282.
92. Модификация твердого сплава ВК8 присадкой нанопорошка карбида вольфрама / Н. И. Борисенко, В. В. Пушкин, А. А. Лебедев, В. А. Молдавер // Металлы. – 2003. – №4. – С.30-31.
93. Процессы формирования, структура и свойства электроискровых покрытий на армко-железе. полученных при применении нано- и микроструктурного электродов W-Co / Е. А. Левашов, Е. И. Замулаева, А. Е. Кудряшов и др. // Изв. ВУЗов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. –2007. – №1.– С.41-52.

94. Цветков Ю. В. Термическая плазма в нанотехнологиях. Наука в России. – 2006. – №2. – С.4-9.
95. Самохин А. В., Алексеев Н. В., Цветков Ю. В. Плазмо-химические процессы создания нанодисперсных порошковых материалов. Химия высоких энергий. – 2006. – т.40. – №2. – С.120-126.
96. Способ получения порошков на основе карбида вольфрама Ю. В. Благовещенский, Н. В. Алексеев, А. В. Самохин и др./ Патент РФ №2349424. 2009.
97. Saniokhin A. V., Alexeev N. V., Komev S. A., Tsvetkov Yu. V. W-C nanosized composition synthesis and characterization. 19 Int. Symp. on Plasma Chemistry. July 26-31. 2009. Bochum, Germany.
98. Применение нанодисперсных порошков тугоплавких соединений в процессе лазерной сварки углеродистых сталей / Е. Д. Головин, А. А. Батаев, А. Н. Черепанов и др. // Российские нанотехнологии. – 2009. – Т.2.– №3-4.– С.36-57.
99. Гушин Д. А., Гребенчук В. Г., Гребенчук И. В. Анализ и поиск перспективных направлений комплексного модифицирования металла сварных швов при автоматической сварке под флюсом мостовых металлоконструкций // Научные труды ОАО ЦНИИС. – Выпуск №261.– С.18-25.
100. Болдырев А. М., Петров А. С., Дорофеев Э. Б. Исследование путей повышения эффективности модификаторов в сварочной ванне // Тезисы докладов межотраслевой республиканской научно-технической конференции, часть I. Вильнюс. 1977
101. Левченко О. Г. Охорона праці у зварювальному виробництві: Навчальний посібник.– К.: Основа, 2010. – 240 с
102. ДНАОП 0.00-1.21-98. Правила безпечної експлуатації електроустановок споживачів
103. ДНАОП 0.00-1.32-01 Правила будови електроустановок. Електрообладнання спеціальних установок

Додатки

Дослідження зносостійкості наплавленого металу при введенні до зварювальної ванни наноксидів

Виконав:
Гончар А.В.
гр. Зв-61м

Київ 2018

Мета роботи: дослідження впливу наноксидів на зносостійкість наплавленого металу для умов абразивного зношування

Задача: вести наноконпоненти Al_2O_3 , SiO_2 , та TiO_2 в виді суміші нанопорошку і залізного порошку з різною концентрацією об'ємної частки суміші, в різному газовому середовищі. Провести випробування на машині ЛКІ-3 на зносостійкість.

Дослідження на зносостійкість наплавленого металу до абразивного зношування

C	Si	Mn	Ni	S	P	Cr	N	Cu	As
0.14 - 0.22	0.15 - 0.3	0.4 - 0.65	≤ 0.3	≤ 0.05	≤ 0.04	≤ 0.3	≤ 0.008	≤ 0.3	≤ 0.08

Ст.3сп

Марка дроту	Хімічний склад, %		
АН-180	C	Cr	Mo
	2.9	27.3	0.9

АН-180

Модифікування відбувалося за двома схемами.

За першою схемою: Наноконпоненти вносились у вигляді суміші нанопорошку з залізним порошком. Вносились Al_2O_3 концентрацією 0,5% та 5 % об'ємної частки суміші, та TiO_2 концентрацією 0,5%. В якості присадки використовувався дріт ПП-АН180.

За другою схемою: Наноконпоненти вносились у вигляді суміші нанопорошку з залізним порошком. Суміш спікалась у формі стрижня діаметром 3 мм. Вносився Al_2O_3 концентрацією 0.5 та 1% об'ємної частки. В якості присадки використовувався дріт ПП-АН180.

Склад шихти дроту АН-180

Найменування компонентів	Склад шихти на 100 г	Склад шихти на 2 кг
Стрічка	60 г	1200г
Карбід хрому	33,0 г	660 г
Хром металічний	4,0 г	80 г
Феромолібден	1,5 г	30 г
Феросиліцій	0,75 г	15 г
Мармур	0,75 г	15 г
Разом шихти	40 г	800 г
Разом дроту	100 г	2000 г

Стійкість наплавлених шарів в умовах абразивного тертя

На параметри зносостійкості при абразивному зношуванні впливає початкова твердість та співвідношення структурних складових: мартенситу, аустеніту та кількості карбідної фази.

Зразки з наплавленим металом в яких нанокomпоненти вводилися через лігатуру пройшли тільки 240м, оскільки профіль зразка не давав змогу проводити подальші випробування на абразивне зношування.

Зразок АН-180		
Пройдений шлях, м	120	240
Втрата маси $\Delta m, г$	0,0955	0,228
Загальна втрата маси $\Sigma \Delta m, г$	0,0955	0,3235
Зразок АН-180+(Fe+1%Al ₂ O ₃)		
Пройдений шлях, м	120	240
Втрата маси $\Delta m, г$	0,1018	0,1124
Загальна втрата маси $\Sigma \Delta m, г$	0,1018	0,2142
Зразок АН-180+(Fe+0.5%Al ₂ O ₃)		
Пройдений шлях, м	120	240
Втрата маси $\Delta m, г$	0,2216	0,2637
Загальна втрата маси $\Sigma \Delta m, г$	0,2216	0,4853

Зовнішній вигляд зразків після абразивного зношування наплавлені за першою схемою



А)



Б)



В)

А - АН-180 (вихідний валик); Б - АН-180+(Fe+1%Al₂O₃); В - АН-180+ (Fe+0,5%Al₂O₃).

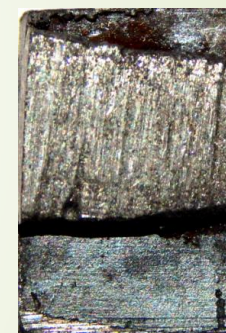
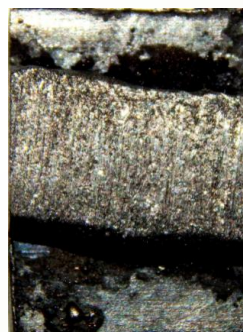
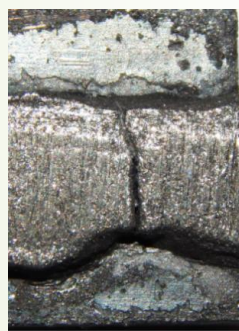
Після проведення наплавлення за другою схемою аналогічно було проведено випробовування на стійкість наплавленого металу до тертя ковзання з абразивом. Випробовування проводились на машині тертя ЛКИ-3.

Зразок 1 – АН-180				
Пройдений шлях, м	120	240	360	480
Втрата маси $\Delta m, g$	0,143	0,22	0,187	0,219
Загальна втрата маси $\Sigma \Delta m, g$	0,143	0,363	0,55	0,769
Зразок 2 – АН-180+ (Fe+0,5%Al ₂ O ₃)				
Пройдений шлях, м	120	240	360	480
Втрата маси $\Delta m, g$	0,216	0,142	0,161	0,169
Загальна втрата маси $\Sigma \Delta m, g$	0,216	0,358	0,519	0,688
Зразок 3 – АН-180+ (Fe+5%Al ₂ O ₃) суміш рідка				
Пройдений шлях, м	120	240	360	480
Втрата маси $\Delta m, g$	0,086	0,184	0,093	0,197
Загальна втрата маси $\Sigma \Delta m, g$	0,086	0,27	0,363	0,56
Зразок 4 – АН-180+ (Fe+5%Al ₂ O ₃) суміш густа				
Пройдений шлях, м	120	240	360	480
Втрата маси $\Delta m, g$	0,18	0,187	0,12	0,075
Загальна втрата маси $\Sigma \Delta m, g$	0,18	0,367	0,487	0,562
Зразок 5 – АН-180+ (Fe+0,5%TiO ₂)				
Пройдений шлях, м	120	240	360	480
Втрата маси $\Delta m, g$	0,087	0,174	0,221	0,2
Загальна втрата маси $\Sigma \Delta m, g$	0,087	0,261	0,482	0,682

Випробування наплавленого металу самозахисним порошковим дротом АН-180 показали:

Підвищення зносостійкості при закріпленні наноксидів ґрунтовкою.

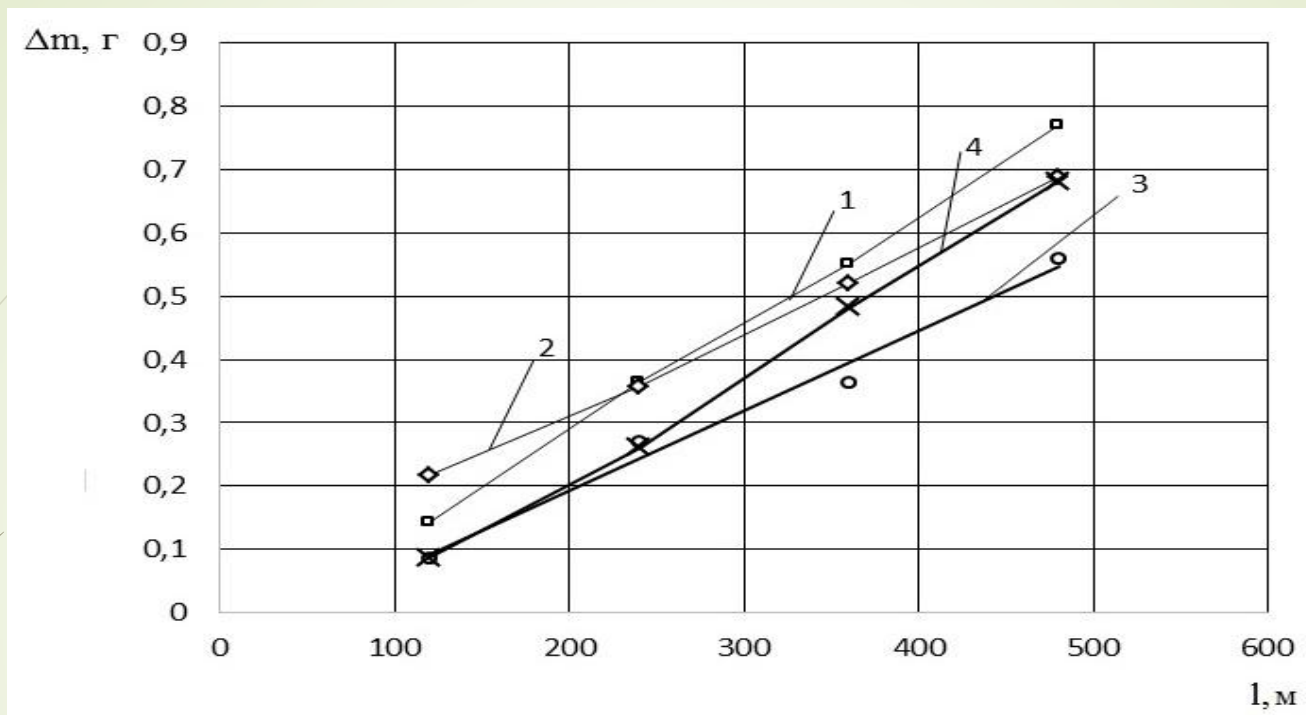
- що при об'ємному вмісті 0.5% введення наноксидів титану та алюмінію практично однаково впливають на зносостійкість з незначним її збільшенням. В цих дослідках підвищення зносостійкості в 1.4 рази спостерігалось при введенні 5% Al_2O_3 .



Зовнішній вигляд зразків після абразивного зношування наплавлені за другою схемою

1 – АН180+(Fe+0,5% Al_2O_3); 2 – АН180+(Fe+5% Al_2O_3 суміш рідка);

3 – АН180+(Fe+5% Al_2O_3 суміш густа); 4 – АН180+(Fe+0,5% TiO_2);

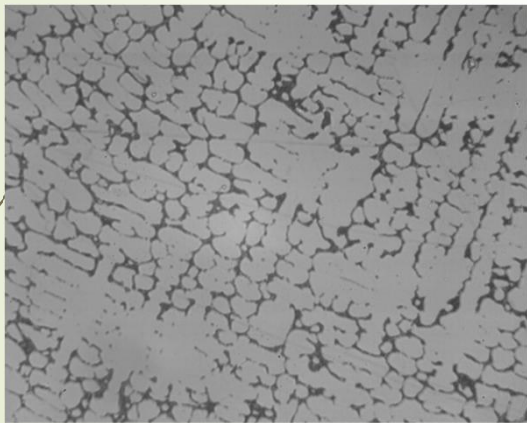


Вплив пройденного шляху на втрату маси при наплавленні дротом ПП-АН-180 з наноксидами

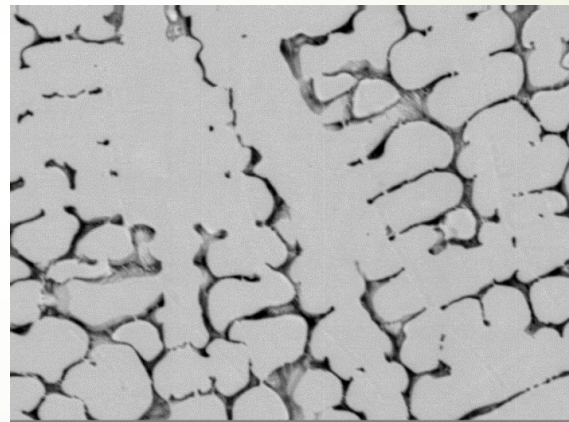
- 1 – вихідний валик(АН-180);
- 2 – АН-180+(Fe+0.5%Al₂O₃);
- 3 – АН-180+(Fe+5% Al₂O₃);
- 4 – АН-180+(Fe+0,5% TiO₂).

Вплив наноконпонентів на структури при наплавленні

Дослідження мікроструктури проводились на зразках з наплавленого металу, який отриманий за першою схемою вводу наноконпонента: при введенні в зварювальну ванну наноксиду алюмінію з концентрацією 1% у вигляді спеченої лігатури, та за другою схемою: наноксиду алюмінію з концентрацією 5% які мають найбільшу зносостійкість.

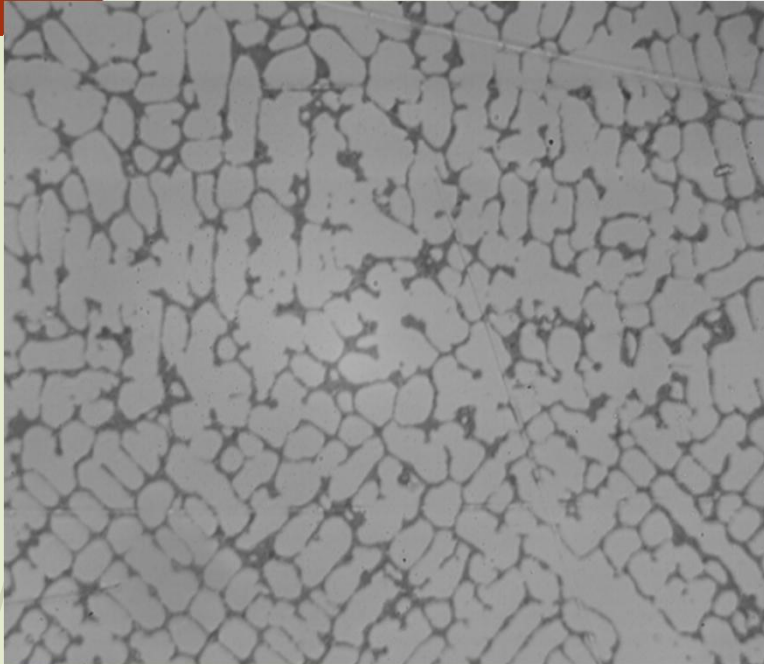


а) x500

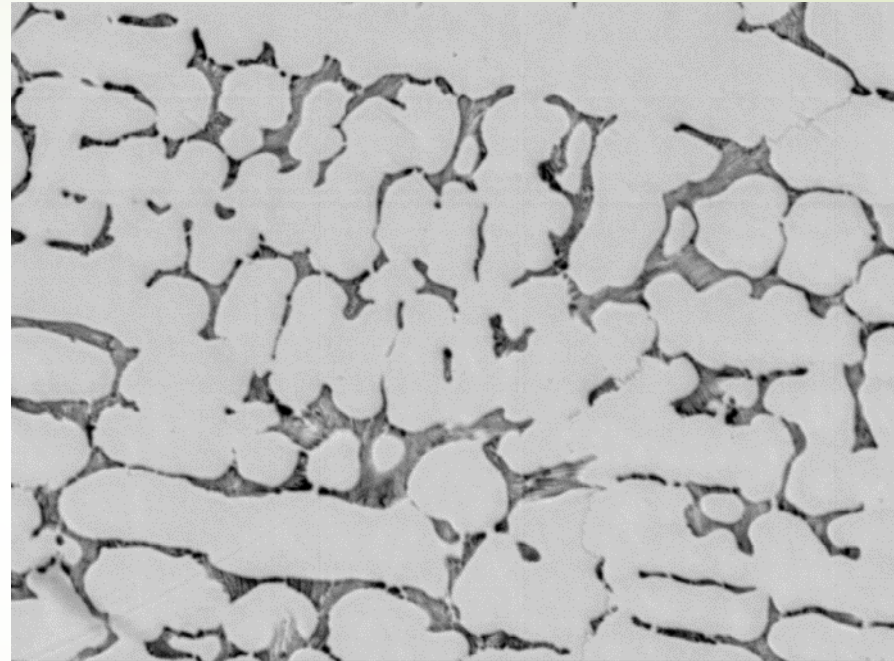


в) x1000

Структури наплавленого металу дротом ПП-АН-180 без додавання наноксидів

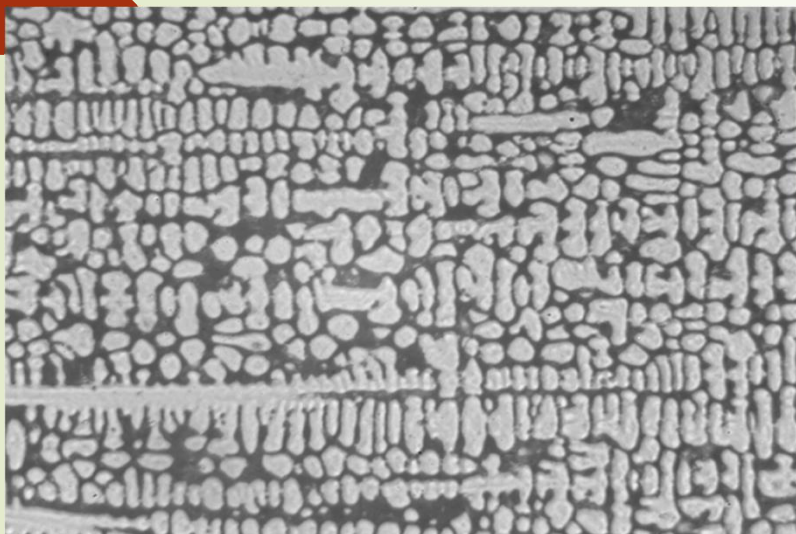


а) x500

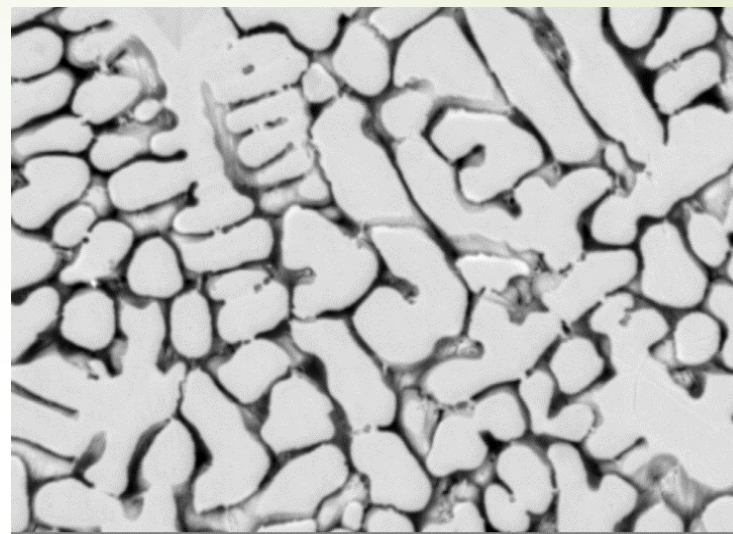


в) x1000

Структури наплавленого металу дротом ПП-АН-180 з додаванням Al_2O_3 з концентрацією 1%



а) x500



б) x1000

Структури наплавленого металу дротом ПП-АН-180 з додаванням Al_2O_3 з концентрацією 5%